
PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2001-297916
(43)Date of publication of application : 26.10.2001

(51)Int.Cl. H01F 10/32
G11B 5/39
H01F 10/26
H01L 43/08

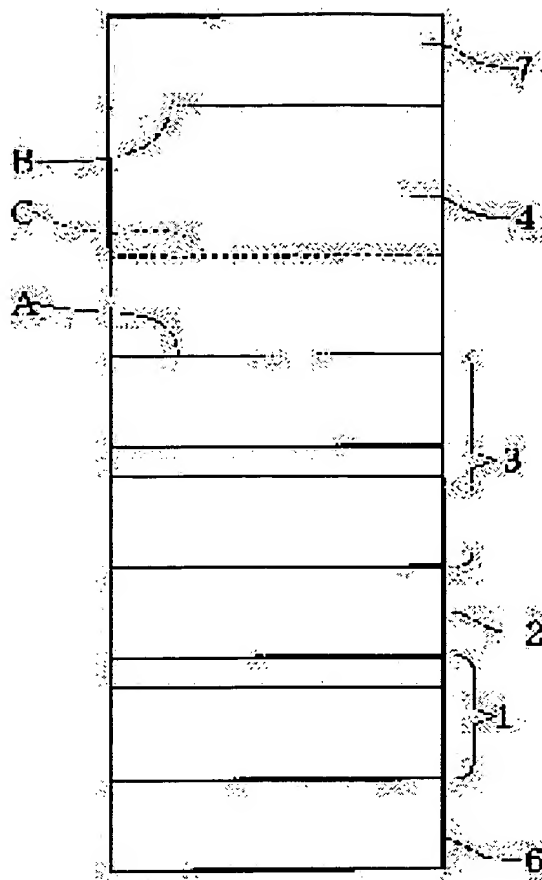
(21)Application number : 2000-110630 (71) Applicant : ALPS ELECTRIC CO LTD
(22)Date of filing : 12.04.2000 (72)Inventor : SAITO MASAJI
HASEGAWA NAOYA
IDE YOSUKE
TANAKA KENICHI

(54) EXCHANGE COUPLING FILM, MAGNETORESISTIVE EFFECT ELEMENT BY USE THEREOF, AND THIN FILM MAGNETIC HEAD BY USE OF MAGNETORESISTIVE EFFECT ELEMENT

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To solve a problem in which a Pt-Mn alloy of bulk type is most apt to get antiferromagnetic when a mixing ratio of Pt to Mn is set at 50:50 in at.%, but it is found that an exchange coupling film does not generate a large exchange coupling magnetic field in a case of forming it by the use of an Pt-Mn alloy of the above composition.

SOLUTION: In this exchange coupling film, an antiferromagnetic layer 4 is formed of ferromagnetic material containing an element X (X denotes one or more elements out of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os) and Mn, a region, in which a ratio X: Mn shown in at.% increases gradually toward a stationary magnetic layer 3, resides in the antiferromagnetic layer 4, at least the crystal structure of a part of the antiferromagnetic layer 4 is a face-centered cubic lattice of CuAu-I type, and it is preferable that a part of an interface is in a mismatched state. By this setup, a large exchange coupling magnetic field can be obtained.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

28.02.2001

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

3694441

[Date of registration]

01.07.2005

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

BEST AVAILABLE COPY

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2001-297916

(P2001-297916A)

(43) 公開日 平成13年10月26日 (2001. 10. 26)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード [*] (参考)
H 0 1 F 10/32		H 0 1 F 10/32	5 D 0 3 4
G 1 1 B 5/39		G 1 1 B 5/39	5 E 0 4 9
H 0 1 F 10/26		H 0 1 F 10/26	
H 0 1 L 43/08		H 0 1 L 43/08	Z

審査請求 有 請求項の数20 O L (全 37 頁)

(21) 出願番号 特願2000-110630 (P2000-110630)

(22) 出願日 平成12年4月12日 (2000. 4. 12)

(71) 出願人 000010098

アルプス電気株式会社

東京都大田区雪谷大塚町1番7号

(72) 発明者 斎藤 正路

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内

(72) 発明者 長谷川 直也

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内

(74) 代理人 100085453

弁理士 野▲崎▼ 照夫

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 交換結合膜と、この交換結合膜を用いた磁気抵抗効果素子、ならびに前記磁気抵抗効果素子を用

(57) 【要約】 いた薄膜磁気ヘッド

【目的】 P t M n 合金のバルクタイプでは a t % で 5 0 : 5 0 とした場合に、最も反強磁性となりやすいが、交換結合膜に上記組成の P t M n 合金を使用した場合に、大きな交換結合磁界を発揮し得ないことがわかった。

【構成】 本発明における交換結合膜では、反強磁性層 4 は、元素 X (ただし X は、P t, P d, I r, R h, R u, O s のうち 1 種または 2 種以上の元素である) と M n とを含有する反強磁性材料で形成され、前記反強磁性層 4 には M n に対する元素 X の原子%の比率が、固定磁性層 3 に向かうにしたがって徐々に増加する領域が存在し、前記反強磁性層 4 の少なくとも一部の結晶構造が、C u A u - I 型の面心正規則格子となっており、しかも好ましくは前記界面の少なくとも一部は、非整合状態となっている。これにより大きな交換結合磁界を得ることができる。

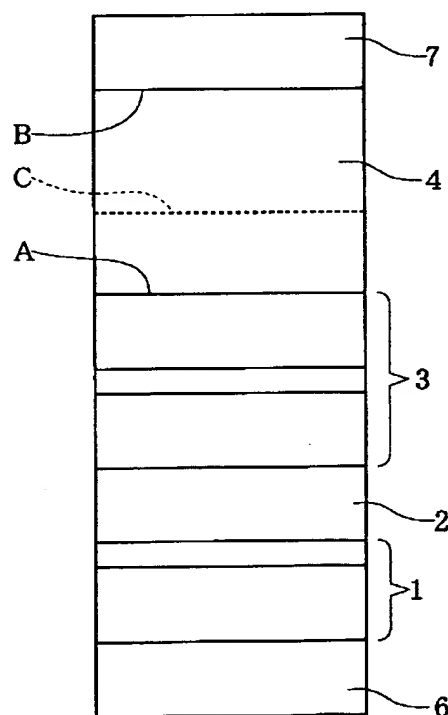


図 3

【特許請求の範囲】

【請求項1】 反強磁性層と強磁性層とが接して形成され、前記反強磁性層と強磁性層との界面に交換結合磁界が発生し、前記強磁性層の磁化方向が一定方向にされる交換結合膜において、

前記反強磁性層は、元素X（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうち1種または2種以上の元素である）とMnとを含有する反強磁性材料で形成され、

前記反強磁性層には、前記強磁性層側に向かうにしたがって、Mnに対する元素Xの原子%の比率が増加する領域が存在し、

前記反強磁性層の少なくとも一部の結晶構造が、CuAu-I型の面心正方規則格子であることを特徴とする交換結合膜。

【請求項2】 前記反強磁性層は、元素XとX'（ただし、Xは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうち1種または2種以上の元素、元素X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である）とMnとを含有する反強磁性材料で形成され、

前記反強磁性層には、前記強磁性層側に向かうにしたがって、Mnに対する元素X+X'の原子%の比率が増加する領域が存在する請求項1記載の交換結合膜。

【請求項3】 前記反強磁性材料は、元素XとMnとで構成される空間格子の隙間に元素X'が侵入した侵入型固溶体であり、あるいは、元素XとMnとで構成される結晶格子の格子点の一部が、元素X'に置換された置換型固溶体である請求項2記載の交換結合膜。

【請求項4】 前記界面の少なくとも一部で前記反強磁性層の格子定数と強磁性層の格子定数が異なっている請求項1ないし3のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項5】 前記界面の少なくとも一部で前記反強磁性層の結晶配向と強磁性層の結晶配向が異なっている請求項1ないし4のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項6】 前記界面の少なくとも一部は、非整合状態である請求項1ないし5のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項7】 前記反強磁性層の膜厚内で前記界面と平行な方向に仮想境界を設定したとき、前記仮想境界から前記界面までを第1の領域とし、前記仮想境界から前記界面と反対側の面までの領域を第2の領域としたときに、前記仮想境界を挟む領域で、前記第2の領域から第1の領域に向けて、前記比率が連続的にあるいは不連続的に増加する請求項1ないし6のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項8】 前記反強磁性層には、強磁性層側に向か

うにしたがって元素Xあるいは元素X+X'の組成比（原子%）が増加する領域が存在する請求項1ないし7のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項9】 前記反強磁性層における強磁性層との界面近傍には、強磁性層側に向かうにしたがって、元素Xあるいは元素X+X'の組成比（原子%）が減少する領域が存在する請求項1ないし8のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項10】 前記反強磁性層における前記強磁性層との界面と反対側の面近傍には、前記強磁性層と反対側に向かうにしたがって、元素Xあるいは元素X+X'の組成比（原子%）が減少する領域が存在する請求項1ないし9のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項11】 前記強磁性層との界面近傍における前記反強磁性層の全構成元素の組成比を100at%としたときに、元素Xあるいは元素X+X'の組成比が、50（at%）以上65（at%）以下である請求項1ないし10のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項12】 前記元素Xあるいは元素X+X'の組成比が、50（at%）以上60（at%）以下である請求項11記載の交換結合膜。

【請求項13】 前記強磁性層との界面と反対側の面近傍における前記反強磁性層の全構成元素の組成比を100at%としたときに、元素Xあるいは元素X+X'の組成比が、44（at%）以上57（at%）以下である請求項1ないし12のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項14】 前記元素Xあるいは元素X+X'の組成比が、46（at%）以上55（at%）以下である請求項13記載の交換結合膜。

【請求項15】 前記反強磁性層の膜厚は73Å以上である請求項1ないし14のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項16】 反強磁性層と、この反強磁性層と接して形成され、前記反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、前記固定磁性層に非磁性中間層を介して形成されたフリー磁性層と、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向と交叉する方向へ揃えるバイアス層とを有する磁気抵抗効果素子において、

前記反強磁性層と、この反強磁性層と接して形成された固定磁性層とが、請求項1ないし請求項15のいずれかに記載された交換結合膜により形成されていることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項17】 反強磁性層と、この反強磁性層と接して形成され、前記反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、前記固定磁性層に非磁性中間層を介して形成されたフリー磁性層とを有し、前記フリー磁性層の上側または下側に、トラック幅方向に間隔を空けて反強磁性のエキスチェンジバイアス層が形成された磁気抵抗効果素子において、

前記エキスチェンジバイアス層とフリー磁性層とが、請求項1ないし請求項15のいずれかに記載された交換結合膜により形成され、前記フリー磁性層の磁化が一定方向にされることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項18】 フリー磁性層の上下に積層された非磁性中間層と、一方の前記非磁性中間層の上および他方の非磁性中間層の下に位置する固定磁性層と、一方の前記固定磁性層の上および他方の固定磁性層の下に位置して、交換異方性磁界によりそれぞれの固定磁性層の磁化方向を一定の方向に固定する反強磁性層と、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向と交叉する方向に揃えるバイアス層とを有する磁気抵抗効果素子において、

前記反強磁性層と、この反強磁性層と接して形成された固定磁性層とが、請求項1ないし請求項15のいずれかに記載された交換結合膜により形成されていることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項19】 非磁性層を介して重ねられた磁気抵抗層と軟磁性層とを有し、前記磁気抵抗層の上側あるいは下側にトラック幅方向に間隔を空けて反強磁性層が形成された磁気抵抗効果素子において、前記反強磁性層と磁気抵抗層とが、請求項1ないし請求項15のいずれかに記載された交換結合膜により形成されていることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項20】 請求項16ないし19のいずれかに記載された磁気抵抗効果素子の上下にギャップ層を介してシールド層が形成されていることを特徴とする薄膜磁気ヘッド。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、反強磁性層と強磁性層とから成り、前記反強磁性層と強磁性層との界面にて発生する交換結合磁界により、前記強磁性層の磁化方向が一定の方向に固定される交換結合膜に係り、特に大きい前記交換結合磁界を得られるようにした交換結合膜およびこの交換結合膜を用いた磁気抵抗効果素子（スピンバルブ型薄膜素子、AMR素子）、ならびに前記磁気抵抗効果素子を用いた薄膜磁気ヘッドに関する。

【0002】

【従来の技術】スピンバルブ型薄膜素子は、巨大磁気抵抗効果を利用したGMR (giant magnetoresistive) 素子の1種であり、ハードディスクなどの記録媒体からの記録磁界を検出するものである。

【0003】このスピンバルブ型薄膜素子は、GMR素子の中でも比較的構造が単純で、しかも弱い磁界で抵抗が変化するなど、いくつかの優れた点を有している。

【0004】前記スピンバルブ型薄膜素子は、最も単純な構造で、反強磁性層、固定磁性層、非磁性中間層およびフリー磁性層から成る。

【0005】前記反強磁性層と固定磁性層とは接して形

成され、前記反強磁性層と固定磁性層との界面にて発生する交換異方性磁界により、前記固定磁性層の磁化方向は一定方向に単磁区化され固定される。

【0006】フリー磁性層の磁化は、その両側に形成されたバイアス層により、前記固定磁性層の磁化方向と交叉する方向に揃えられる。

【0007】前記反強磁性層には、Fe-Mn（鉄-マンガン）合金膜、Ni-Mn（ニッケル-マンガン）合金膜、あるいはPt-Mn（白金-マンガン）合金膜等が一般的に使用されているが、この中でも特にPt-Mn合金膜はブロッキング温度が高く、しかも耐食性に優れるなど種々の優れた点を有しており、脚光を浴びている。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】ところで、反強磁性層にPtMn合金膜を使用した場合、成膜した段階では前記反強磁性層の結晶構造は、原子の配列順序が不規則な面心立方格子となっていることがわかっている。

【0009】前記反強磁性層を成膜後、前記反強磁性層と強磁性層間で適切な大きさの交換結合磁界を発生させるには、前記反強磁性層の結晶構造が不規則相としての面心立方格子から規則相としてのCuAu-I型の面心正方格子に変態する必要があるが、このような変態は熱処理を施すことによって引き起こされる。

【0010】またPtMn合金は、バルクタイプでは、PtとMnとのat%が50:50である場合に、CuAu-I型の面心正方格子になり易く最も反強磁性の性質になりやすいことがわかっており、したがって本発明者らは、スピンバルブ型薄膜素子の反強磁性層として、PtMn合金膜を使用し、このとき前記PtとMnとのat%をほぼ50:50にして前記反強磁性層と強磁性層間で発生する交換結合磁界の大きさを測定してみた。

【0011】しかしながらPtとMnの組成比がバルクタイプでの理想組成であるにもかかわらず、充分な大きさの交換結合磁界が得られないことがわかった。

【0012】これは熱処理を施しても前記反強磁性層の結晶構造が不規則格子から規則格子に充分に変態しないことが原因であると考えられる。

【0013】本発明は上記従来の課題を解決するためのものであり、反強磁性層として、元素X（Xは白金族元素）とMnとを含有する反強磁性材料を用いた場合、大きい交換異方性磁界を発生することができるようにした交換結合膜、およびこの交換結合膜を用いた磁気抵抗効果素子、ならびに前記磁気抵抗効果素子を用いた薄膜磁気ヘッドに関する。

【0014】

【課題を解決するための手段】本発明は、反強磁性層と強磁性層とが接して形成され、前記反強磁性層と強磁性層との界面に交換結合磁界が発生し、前記強磁性層の磁化方向が一定方向にされる交換結合膜において、前記反

強磁性層は、元素X（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうち1種または2種以上の元素である）とMnとを含有する反強磁性材料で形成され、前記反強磁性層には、前記強磁性層側に向かうにしたがって、Mnに対する元素Xの原子%の比率が増加する領域が存在し、前記反強磁性層の少なくとも一部の結晶構造が、CuAu-I型の面心正方規則格子であることを特徴とするものである。

【0015】上記の本発明における交換結合膜は、強磁性層及び反強磁性層を成膜し、その後熱処理を施したときの構造である。

【0016】本発明における交換結合膜の特徴の一つは、反強磁性層には、強磁性層側に向かうにしたがって、Mnに対する元素Xの原子%の比率が増加する領域が存在することである。

【0017】このような組成変調の領域が存在することは、強磁性層との界面で前記強磁性層の結晶構造等の拘束力を受けることなく前記反強磁性層が不規則格子から規則格子に適切に変態させられたことを意味し、本願における交換結合膜によれば従来に比べて大きな交換結合磁界を得ることが可能なのである。

【0018】上記した組成変化（組成変調）を起す領域が存在するのは、後述する製造方法に起因するものである。

【0019】本発明のように熱処理後において、反強磁性層にMnに対する元素Xの原子%の比率が、強磁性層側に向かうにしたがって増加する領域が存在し、さらに前記反強磁性層の結晶構造の少なくとも一部が規則格子となっている交換結合膜を形成するには、成膜段階（熱処理前）に如何なる構造の反強磁性層を形成するかが重要であり、本発明では、例えば以下のように反強磁性層を成膜している。

【0020】既に述べたように、PtとMnとの組成比をa t%で50:50にすると、結晶構造は規則格子になり最も反強磁性の性質を発揮するが、強磁性層との界面では非整合になりにくいために、熱処理によって不規則格子から規則格子への変態が充分になされず、結果的に充分な交換結合磁界を得ることができない。

【0021】一方、Pt量を50 a t%よりも低くすると、結晶構造が熱処理によって規則格子に変態しづらく反強磁性の性質になり難いのと同時に、前記強磁性層との界面では、整合状態が強くなることから、交換結合磁界は非常に低いものになってしまう。

【0022】またPt量を50 a t%よりも多くしていくと、前記強磁性層との界面では非整合状態になりやすくなるものの、結晶構造は熱処理によって規則格子に変態しづらく反強磁性層の性質になり難いために、結果的に交換結合磁界は非常に低いものになってしまう。

【0023】そこで上記観点から、反強磁性層を成膜する際（熱処理前）に、例えば、強磁性層と接する側に、

Pt量が強く強磁性層との界面で非整合状態を作り易い組成のPtMn合金膜（第1の反強磁性層と呼ぶ）を薄い膜厚で形成し、さらに前記強磁性層に前記第1の反強磁性層を介して、熱処理を施したときに不規則格子から規則格子に変態しやすい組成で形成されたPtMn合金膜（第2の反強磁性層と呼ぶ）を、前記第1の反強磁性層に比べて厚い膜厚で形成するのである。

【0024】このように成膜段階（熱処理前）における反強磁性層は、強磁性層との界面側にPt量の多い第1の反強磁性層を形成することで、強磁性層側の結晶構造に反強磁性層側の結晶構造が拘束されず、不規則格子から規則格子に変態しやすい組成で形成された第2の反強磁性層の部分が、熱処理によって適切に変態を起し、また前記規則化が始まると、前記第1の反強磁性層と第2の反強磁性層とが組成拡散を起すと考えられ、これによって前記第1の反強磁性層の部分では、Pt量が成膜段階（熱処理前）の組成から変動して、不規則格子から規則格子に変態しやすい組成に変化し、前記第1の反強磁性層の部分でも前記変態が引き起こされると考えられる。

【0025】すなわち上記した製法では、成膜段階（熱処理前）において、CuAu-I型の面心正方規則格子になりやすい理想的な組成で形成された第2の反強磁性層と強磁性層間に、前記強磁性層との界面でPt量の多い第1の反強磁性層を介在させ、これによって熱処理を施すことにより、前記強磁性層の結晶構造等の拘束力を受けることなく前記反強磁性層を不規則格子から規則格子に充分に変態させることができ、従来よりも大きな交換結合磁界を得ることが可能になるのである。

【0026】そして、上記のようにして形成された熱処理後における交換結合膜では、組成変調を起して、Mnに対する元素Xの原子%の比率が、強磁性層に向かうにしたがって増加する領域が存在する。しかも前記反強磁性層の少なくとも一部の結晶構造がCuAu-I型の面心正方規則格子となっているのである。

【0027】また本発明では、前記反強磁性層は、元素XとX'（ただし、Xは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうち1種または2種以上の元素、元素X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である）とMnとを含有する反強磁性材料で形成され、前記反強磁性層には、強磁性層側に向かうにしたがって、Mnに対する元素X+X'の原子%の比率が増加する領域が存在してもよい。

【0028】また前記反強磁性材料は、元素XとMnとで構成される空間格子の隙間に元素X'が侵入した侵入型固溶体であり、あるいは、元素XとMnとで構成され

る結晶格子の格子点の一部が、元素X'に置換された置換型固溶体であることが好ましい。このように侵入型固溶体あるいは置換型固溶体のX-Mn-X'合金で形成された反強磁性層は、X-Mn合金に比べて格子定数を大きくすることができ、強磁性層の格子定数との差が広がることにより、界面では適切に非整合状態を保つことが可能になる。

【0029】また本発明では、前記界面の少なくとも一部で前記反強磁性層の格子定数と強磁性層の格子定数が異なっているか、あるいは、前記界面の少なくとも一部で前記反強磁性層の結晶配向と強磁性層の結晶配向が異なっていることが好ましい。

【0030】また本発明では、前記界面の少なくとも一部は、非整合状態であることが好ましい。非整合状態とは、反強磁性層と強磁性層との界面において、前記反強磁性層側の原子と、強磁性層側の原子とが1対1に対応しておらず、原子の位置関係が異なることをいう。

【0031】このような非整合状態が存在すると反強磁性層は強磁性層側の結晶構造等の拘束力を受け難く適切に不規則格子から規則格子への変態を促し、大きな交換結合磁界を得ることが可能になるのである。

【0032】本発明では、反強磁性層と強磁性層との界面の少なくとも一部で、前記反強磁性層の格子定数と強磁性層の格子定数は異なっていたり、あるいは前記反強磁性層と強磁性層との結晶配向が異なっているが、これにより前記界面では非整合状態になりやすく、上記の交換結合膜によっても大きな交換結合磁界を得ることができる。

【0033】また結晶配向を異ならせた上記発明では、例えば強磁性層の(111)面が前記界面と平行な方向に優先配向している場合、反強磁性層の(111)面の配向度は、前記強磁性層の配向度よりも低いか、あるいは無配向となっている。

【0034】あるいは、反強磁性層の(111)面が、前記界面と平行な方向に優先配向している場合、前記強磁性層の(111)面の配向度は、前記反強磁性層の配向度よりも低いか、あるいは無配向となっている。

【0035】または、前記反強磁性層と強磁性層との界面に平行な方向への、前記反強磁性層の(111)面の配向度、及び前記強磁性層の(111)面の配向度は共に小さくなっているか、あるいは無配向となっており、前記(111)面以外の結晶面が、前記界面に平行な方向へ優先配向されて、反強磁性層と強磁性層の結晶配向が異なっている。

【0036】前記結晶配向は下地層の存否や、組成比、スパッタ成膜時の電力ガス圧等の諸条件、あるいは膜の積層順などにより変えることが可能である。

【0037】また本発明では、前記反強磁性層の膜厚内で前記界面と平行な方向に仮想境界を設定したとき、前記仮想境界から前記界面までを第1の領域とし、前記仮

想境界から前記界面と反対側の面までの領域を第2の領域としたときに、前記仮想境界を挟む領域で、前記第2の領域から第1の領域に向けて、前記比率が連続的にあるいは不連続的に増加することが好ましい。

【0038】さらに本発明では、前記反強磁性層には、強磁性層側に向かうにしたがって元素Xあるいは元素X+X'の組成比(原子%)が増加する領域が存在することが好ましい。

【0039】また本発明では、前記反強磁性層における強磁性層との界面近傍には、強磁性層側に向かうにしたがって、元素Xあるいは元素X+X'の組成比(原子%)が減少する領域が存在することが好ましい。

【0040】すなわちこの発明の意味するところは、前記界面近傍で、元素Xあるいは元素X+X'の原子%が最も大きくなるのではなく、前記界面から前記界面と反対側の面方向に前記元素Xあるいは元素X+X'の組成比(原子%)が増加する領域があり、前記元素Xあるいは元素X+X'の組成比(原子%)が最大になる箇所は、前記界面から膜厚方向にある距離だけ離れた位置に存在するのである。

【0041】このように前記界面近傍で前記元素Xあるいは元素X+X'の原子%が最大とならないのは、成膜後、熱処理を施すことによって、前記界面で反強磁性層(成膜段階では第1の反強磁性層と呼ばれる)と強磁性層とが組成拡散を引き起こすからであると考えられ、このため前記界面近傍での前記元素Xあるいは元素X+X'の原子%は成膜段階(熱処理前)よりも熱処理後では低下し、よって前記原子%は、前記反強磁性層の前記界面近傍から膜厚方向に離れた位置で、最大となるのである。このように前記原子%が小さくなることで、前記界面近傍でも適切に不規則格子から規則格子への変態が行なわれ、大きな交換結合磁界の発生を可能にすることができる。

【0042】また本発明では、前記反強磁性層における前記強磁性層との界面と反対側の面近傍には、前記強磁性層と反対側に向かうにしたがって、元素Xあるいは元素X+X'の組成比(原子%)が減少する領域が存在してもよい。

【0043】また本発明では、前記強磁性層との界面近傍における前記反強磁性層の全構成元素の組成比を100at%としたときに、元素Xあるいは元素X+X'の組成比が、50(at%)以上65(at%)以下であることが好ましく、より好ましくは、50(at%)以上60(at%)以下である。

【0044】後述するように、成膜段階(熱処理前)では、前記強磁性層との界面に、例えば元素Xの組成比が53(at%)以上65(at%)以下にされた反強磁性層(第1の反強磁性層)が形成され、前記強磁性層に前記第1の反強磁性層を介して形成される第2の反強磁性層は、前記元素Xの組成比が、44(at%)以上5

7 (at%) 以下で形成される。

【0045】上記のような組成比によって第1の反強磁性層と第2の反強磁性層が成膜されると、熱処理を施すことによって、前記第1の反強磁性層と強磁性層との間で組成拡散を起すと考えられ、これによって、熱処理後の前記界面近傍では、元素Xの組成比が53 (at%) よりも低くなる可能性があり、よって本発明では熱処理後における前記界面近傍での元素Xあるいは元素X+X'の組成比の好ましい範囲を、50 (at%) 以上65 (at%) 以下としているのである。

【0046】また本発明では、前記強磁性層との界面と反対側の面近傍における前記反強磁性層の全構成元素の組成比を100 at%としたときに、元素Xあるいは元素X+X'の組成比が、44 (at%) 以上57 (at%) 以下であることが好ましく、より好ましくは、46 (at%) 以上55 (at%) 以下である。

【0047】また本発明では、前記反強磁性層の膜厚は73 Å以上であることが好ましい。このように本発明では前記反強磁性層の膜厚を薄くしても、従来に比べて大きな交換結合磁界を発生させることが可能である。

【0048】以上のようにして形成された交換結合膜は、本発明では、様々な磁気抵抗効果素子に使用可能である。

【0049】まず本発明は、反強磁性層と、この反強磁性層と接して形成され、前記反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、前記固定磁性層に非磁性中間層を介して形成されたフリー磁性層と、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向と交叉する方向へ揃えるバイアス層とを有する磁気抵抗効果型素子において、前記反強磁性層と、この反強磁性層と接して形成された固定磁性層とが、上記した交換結合膜により形成されていることを特徴とするものである。

【0050】また本発明は、反強磁性層と、この反強磁性層と接して形成され、前記反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、前記固定磁性層に非磁性中間層を介して形成されたフリー磁性層とを有し、前記フリー磁性層の上側または下側に、トラック幅方向に間隔を空けて反強磁性のエキスチェンジバイアス層が形成された磁気抵抗効果型素子において、前記エキスチェンジバイアス層とフリー磁性層とが、上記した交換結合膜により形成され、前記フリー磁性層の磁化が一定方向にされることを特徴とするものである。

【0051】また本発明は、フリー磁性層の上下に積層された非磁性中間層と、一方の前記非磁性中間層の上および他方の非磁性中間層の下に位置する固定磁性層と、一方の前記固定磁性層の上および他方の固定磁性層の下に位置して、交換異方性磁界によりそれぞれの固定磁性層の磁化方向を一定の方向に固定する反強磁性層と、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向

と交叉する方向に揃えるバイアス層とを有する磁気抵抗効果型素子において、前記反強磁性層と、この反強磁性層と接して形成された固定磁性層とが、上記した交換結合膜により形成されていることを特徴とするものである。

【0052】あるいは本発明は、非磁性層を介して重ねられた磁気抵抗層と軟磁性層とを有し、前記磁気抵抗層の上側あるいは下側にトラック幅方向に間隔を空けて反強磁性層が形成された磁気抵抗効果型素子において、前記反強磁性層と磁気抵抗層とが、上記した交換結合膜により形成されていることを特徴とするものである。

【0053】また本発明における薄膜磁気ヘッドは、上記した磁気抵抗効果素子の上下にギャップ層を介してシールド層が形成されていることを特徴とするものである。

【0054】

【発明の実施の形態】図1は本発明の第1実施形態のシングルスピナルブ型磁気抵抗効果素子の全体構造をA-B-S面側から見た断面図である。なお、図1ではX方向に延びる素子の中央部分のみを破断して示している。

【0055】このシングルスピナルブ型磁気抵抗効果素子は、ハードディスク装置に設けられた浮上式スライダのトレーリング側端部などに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。なお、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向はZ方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向はY方向である。

【0056】図1の最下形成されているのはTa, Hf, Nb, Zr, Ti, Mo, Wのうち1種または2種以上の元素などの非磁性材料で形成された下地層6である。この下地層6の上にフリー磁性層1、非磁性中間層2、固定磁性層3、および反強磁性層4が積層されている。そして、前記反強磁性層4の上に、Ta, Hf, Nb, Zr, Ti, Mo, Wのうち1種または2種以上の元素などの非磁性材料で形成された保護層7が形成されている。

【0057】また図1に示すように、下地層6から保護層7までの6層（積層膜）の両側には、ハードバイアス層5、5が形成され、前記ハードバイアス層5、5の上には導電層8、8が積層されている。

【0058】本発明では前記フリー磁性層1および固定磁性層3が、NiFe合金、CoFe合金、Co、CoNiFe合金などにより形成されている。

【0059】なお図1に示すようにフリー磁性層1は1層で形成されているが、これが多層構造で形成されてもよい。前記フリー磁性層1が、例えばNiFe合金とCoとが積層された構造となってもよい。

【0060】前記フリー磁性層1と固定磁性層3との間に介在する非磁性中間層2は、例えばCuで形成されている。なお本発明における磁気抵抗効果素子が、トンネ

ル効果の原理を用いたトンネル型磁気抵抗効果素子（TMR素子）の場合、前記非磁性中間層2は、例えば Al_2O_3 等の絶縁材料で形成される。さらに、ハードバイアス層5、5は、例えば Co-Pt （コバルト-白金）合金や Co-Cr-Pt （コバルト-クロム-白金）合金などで形成されており、導電層8、8は、 Cu （銅）や W （タングステン）などで形成されている。なお上記したトンネル型磁気抵抗効果素子の場合、前記導電層8、8は、フリー磁性層1の下側と、反強磁性層4の上側にそれぞれ形成されることになる。

【0061】次に本発明における磁気抵抗効果素子の製造方法について、主に反強磁性層と強磁性層（固定磁性層）とで形成される交換結合膜を中心にして説明する。そしてその後、前記製造方法によって形成された磁気抵抗効果素子の構造についての特徴点について述べることにする。

【0062】図2に示す積層膜は、図1と同様に、反強磁性層4が固定磁性層3の上側に形成され、下地層6から保護層7までの積層膜を示す部分模式図である。図2に示す積層膜の構造は、成膜段階（熱処理前）での状態である。

【0063】まず図示しない基板上に Ta 等で形成された下地層6を形成する。例えば前記下地層6を 50Å （オングストローム）程度で形成する。

【0064】次に前記下地層6上に、例えば Ni-Fe 合金膜9と前記 Ni-Fe 合金膜9上に Co 膜10を形成する。前記 Ni-Fe 合金膜9と Co 膜10とでフリー磁性層1が構成されている。なお前記 Co 膜10を非磁性中間層2と接する側に形成することにより、前記非磁性中間層2との界面での金属元素等の拡散を防止し、 ΔMR （抵抗変化率）を大きくできる。

【0065】なお前記 Ni-Fe 合金膜9は、例えば前記 Ni を 80 (at\%) 、 Fe を 20 (at\%) で形成する。また前記 Ni-Fe 合金膜9の膜厚を 45Å 程度、 Co 膜を 5Å 程度で形成する。

【0066】次に前記フリー磁性層1上に Cu などで形成された非磁性中間層2を形成する。例えば前記非磁性中間層2の膜厚を 25Å 程度で形成する。

【0067】次に前記非磁性中間層2上に固定磁性層3を形成する。この実施例では前記固定磁性層3を3層の積層構造で形成している。

【0068】例えば前記固定磁性層3を、 Co 膜11と Ru 膜12と Co 膜13とで形成し、後述する反強磁性層4との界面での交換結合磁界により前記 Co 膜11と Co 膜13の磁化方向は互いに反平行状態にされる。これは、いわゆるフェリ状態と呼ばれ、この構成により固定磁性層3の磁化を安定した状態にでき、また前記固定磁性層3と反強磁性層4との界面で発生する交換結合磁界を大きくすることができる。

【0069】なお前記 Co 膜11を例えば 20Å 程度で

形成し、 Ru 膜12を 8Å 程度で形成し、 Co 膜13を 15Å 程度で形成する。

【0070】次に前記固定磁性層3上に反強磁性層4を形成する。図3に示すように固定磁性層3上に第1の反強磁性層14を形成し、さらに前記第1の反強磁性層14上に第2の反強磁性層15を形成する。

【0071】本発明では前記第1の反強磁性層14及び第2の反強磁性層15を、元素 X （ただし X は、 Pt 、 Pd 、 Ir 、 Rh 、 Ru 、 Os のうち1種または2種以上の元素である）と Mn とを含有する反強磁性材料で形成する。

【0072】これら白金族元素を用いた X-Mn 合金は、耐食性に優れ、またブロッキング温度も高く、さらに交換結合磁界（ Hex ）を大きくできるなど反強磁性材料として優れた特性を有している。特に白金族元素のうち Pt を用いることが好ましく、例えば二元系で形成された PtMn 合金を使用することができる。

【0073】また本発明では、前記第1の反強磁性層14及び第2の反強磁性層15を、元素 X と元素 X' （ただし元素 X' は、 Ne 、 Ar 、 Kr 、 Xe 、 Be 、 B 、 C 、 N 、 Mg 、 Al 、 Si 、 P 、 Ti 、 V 、 Cr 、 Fe 、 Co 、 Ni 、 Cu 、 Zn 、 Ga 、 Ge 、 Zr 、 Nb 、 Mo 、 Ag 、 Cd 、 Sn 、 Hf 、 Ta 、 W 、 Re 、 Au 、 Pb 、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である）と Mn とを含有する反強磁性材料で形成してもよい。

【0074】なお前記元素 X' には、元素 X と Mn とで構成される空間格子の隙間に侵入し、または元素 X と Mn とで構成される結晶格子の格子点の一部と置換する元素を用いることが好ましい。ここで固溶体とは、広い範囲にわたって、均一に成分が混ざり合った固体のことを指している。

【0075】侵入型固溶体あるいは置換型固溶体とすることで、前記 X-Mn 合金膜の格子定数に比べて、前記 X-Mn-X' 合金の格子定数を大きくすることができるので、固定磁性層3の格子定数との差を広げることができる。前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面構造を非整合状態にしやすくなる。また特に置換型で固溶する元素 X' を使用する場合は、前記元素 X' の組成比が大きくなりすぎると、反強磁性としての特性が低下し、固定磁性層3との界面で発生する交換結合磁界が小さくなってしまふ。特に本発明では、侵入型で固溶し、不活性ガスの希ガス元素（ Ne 、 Ar 、 Kr 、 Xe のうち1種または2種以上）を元素 X' として使用することが好ましいとしている。希ガス元素は不活性ガスなので、希ガス元素が、膜中に含有されても、反強磁性特性に大きく影響を与えることがなく、さらに、 Ar などは、スパッタガスとして従来からスパッタ装置内に導入されるガスであり、ガス圧を適正に調節するのみで、容易に、膜中に Ar を侵入させることができる。

【0076】なお、元素X' にガス系の元素を使用した場合には、膜中に多量の元素X' を含有することは困難であるが、希ガスの場合においては、膜中に微量侵入させるだけで、熱処理によって発生する交換結合磁界を、飛躍的に大きくできる。

【0077】なお本発明では、好ましい前記元素X' の組成範囲は、at%で0.2から10であり、より好ましくは、at%で、0.5から5である。また本発明では前記元素XはPtであることが好ましく、よってPt-Mn-X' 合金を使用することが好ましい。

【0078】ところで本発明では、前記第1の反強磁性層14及び第2の反強磁性層15を構成する元素Xあるいは元素X+X' の種類は、同じであっても良く、あるいは異なってもよい。例えば第1の反強磁性層14として、格子定数を大きくすることが可能なPt-Mn-X' 合金を使用し、第2の反強磁性層15としてPt-Mn合金を使用してもよい。

【0079】また図2に示す積層膜の成膜段階（熱処理前）において重要な点は、第1の反強磁性層14に占める元素Xの組成比（at%）を、第2の反強磁性層15に占める元素Xの組成比（at%）よりも大きくすることである。あるいは第1の反強磁性層14及び第2の反強磁性層15が共にX-Mn-X' 合金で形成される場合には、前記第1の反強磁性層14に占める元素X+X' の組成比（at%）を、第2の反強磁性層15に占める元素X+X' の組成比（at%）よりも大きくする。また第1の反強磁性層14がX-Mn-X' 合金で、第2の反強磁性層15がX-Mn合金で形成される場合には、第1の反強磁性層14の元素X+X' の組成比を、第2の反強磁性層15の元素Xの組成比よりも大きくする。

【0080】前記第1の反強磁性層14の重要な役割は、第2の反強磁性層15を成膜して熱処理を施した後に、前記反強磁性層4の不規則格子を規則格子に適正に変態させるため、前記第1の反強磁性層14の部分で固定磁性層3の結晶構造等の拘束力を受けにくくし、その拘束力が第2の反強磁性層15に及ばないようにする点にある。

【0081】このように前記固定磁性層3との界面で、前記固定磁性層3の結晶構造等の拘束力を受け難くするには、第1の反強磁性層14の元素Xあるいは元素X+X' の組成比を大きくすることが必要である。

【0082】このように元素Xあるいは元素X+X' の組成比を大きくすると、熱処理を施した際に規則格子を形成するための理想的な組成からは外れやすくなるが、固定磁性層3の格子定数との差を広げることができる。このように格子定数の差が広がることで、第1の反強磁性層14は固定磁性層3の結晶構造等の拘束力を受け難くなり、その結果、第2の反強磁性層15も前記の拘束力を受けない。

【0083】なお本発明では前記第1の反強磁性層14と固定磁性層3との界面の少なくとも一部が非整合状態となっていることが好ましい。前記界面で非整合状態が存在すると、特に第1の反強磁性層14は固定磁性層3側の結晶構造等の影響を受け難くなる。

【0084】既に述べたように、Pt-Mn合金のバルクタイプでは、PtとMnとのat%が50:50のときに最もCuAu-I型の面心正方規則格子になり易く、反強磁性の性質になり易い状態になっている。一方、Pt量を50at%よりも多くしていくと、反強磁性の性質が弱まるものの、このようにPt量を50at%よりも多くすると、前記Pt-Mn合金の格子定数は広がり、固定磁性層3との界面において、非整合状態を作り易くなる。

【0085】なお前記第1の反強磁性層14の元素Xあるいは元素X+X' の組成比は、53at%以上65at%以下であることが好ましい。より好ましくは55at%以上60at%以下である。これによって後述する実験結果により、 7.9×10^4 (A/m) 以上の交換結合磁界を得ることが可能になっている。

【0086】ただし前記第1の反強磁性層14が如何なる膜厚で形成されてもよいわけではない。前記第1の反強磁性層14の膜厚が薄すぎると、前記第1の反強磁性層14と固定磁性層3との界面での非整合状態が弱まってしまい、これにより熱処理を施しても適切な大きさの交換結合磁界を得ることができない。また前記第1の反強磁性層14は、本来、熱処理を施しても不規則格子から規則格子に変態しにくく反強磁性になり難い組成で形成されているために、前記第1の反強磁性層14の膜厚が厚くなりすぎると、前記変態が起こり難い領域が多くなる結果、熱処理によっても不規則格子としてそのまま残る領域が増え、交換結合磁界は急激に低下してしまう。

【0087】本発明では前記第1の反強磁性層14の膜厚を3Å以上30Å以下に設定している。後述する実験結果により、前記第1の反強磁性層14が上記膜厚範囲内で形成されると、交換結合磁界(He_x)を大きくでき、具体的には 7.9×10^4 (A/m) 以上の交換結合磁界を得ることができる。

【0088】次に前記第1の反強磁性層14を形成後、前記第1の反強磁性層14上に、前記第1の反強磁性層14の元素Xあるいは元素X+X' の組成比よりも低い前記組成比からなる第2の反強磁性層15を形成する。

【0089】このとき、前記第2の反強磁性層15の元素Xあるいは元素X+X' の組成比を44(at%)以上57(at%)以下にすることが好ましい。より好ましくは、前記組成比を46(at%)以上55(at%)以下にすることであり、さらに好ましくは、48(at%)以上53(at%)以下である。

【0090】前記第2の反強磁性層15の元素Xあるいは

は元素 $X+X'$ の組成比は、熱処理を施した際に不規則格子から規則格子に変態させるのに理想的な組成比に近いことが好ましく、これによって前記第2の反強磁性層15を形成した後、熱処理を施すと、前記第2の反強磁性層15は適切に不規則格子から規則格子に変態するようになっている。

【0091】ところで前記第2の反強磁性層15は如何なる膜厚で形成されてもよいわけではない。前記第2の反強磁性層15の膜厚が薄くなると、交換結合磁界(H_{ex})が急激に減少することが実験で確認されている。

【0092】本発明では前記第2の反強磁性層15を、70Å以上で形成することが好ましいとした。これにより交換結合磁界を大きくすることができ、具体的には 7.9×10^4 (A/m)以上の交換結合磁界を得ることができる。

【0093】なお本発明では前記第1の反強磁性層14及び第2の反強磁性層15をスパッタ法で形成することが好ましい。

【0094】特に元素 $X-Mn-X'$ 合金によって、第1の反強磁性層14あるいは第2の反強磁性層15を形成するときには、前記 $X-Mn-X'$ 合金をスパッタ法で成膜することにより、前記 $X-Mn-X'$ 合金は非平衡状態で成膜され、成膜された $X-Mn-X'$ 合金は、膜中の元素 X' が、元素 X と Mn とで構成される空間格子の隙間に侵入し、あるいは、元素 X と Mn とで構成される結晶格子の格子点の一部が、元素 X' に置換される。このように、前記元素 X' が、 $X-Mn$ 合金の格子に侵入型であるいは置換型で固溶することにより、格子は押し広げられ、反強磁性層4の格子定数は、元素 X' を添加しない場合に比べて大きくなる。

【0095】また本発明では、第1の反強磁性層14及び第2の反強磁性層15をスパッタ法で形成する場合、第1の反強磁性層14を、第2の反強磁性層15の成膜時よりも低いスパッタガス圧で成膜することが好ましい。これにより、第1の反強磁性層14中に占める元素 X あるいは元素 $X+X'$ の組成比を、第2の反強磁性層15中に占める元素 X あるいは元素 $X+X'$ の組成比よりも大きくすることができる。

【0096】本発明では、このように反強磁性層4を第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15の積層構造とし、各層を形成するときに、前記第1の反強磁性層14の元素 X あるいは元素 $X+X'$ の組成比を、第2の反強磁性層15の元素 X あるいは元素 $X+X'$ の組成比よりも大きくし、これにより前記第1の反強磁性層14と固定磁性層3との界面で、前記第1の反強磁性層14が前記固定磁性層3の結晶構造等の拘束力を受け難くし、特に前記界面の少なくとも一部を非整合状態にすることが好ましく、これにしたがって熱処理を施したときに適切に不規則格子から規則格子への変態を行わせることができ、反強磁性層4と固定磁性層3間で大きな交換結合

磁界を得ることが可能になっている。

【0097】なお本発明では、上記したように、成膜段階で、第1の反強磁性層14と固定磁性層3との界面の少なくとも一部を非整合状態にすることが好ましいとしているが、この非整合状態は、例えば第1の反強磁性層14と固定磁性層3の格子定数を異ならせることで得ることが可能である。この場合、前記界面の少なくとも一部で双方の格子定数を異ならせればよい。

【0098】あるいは本発明では、第1の反強磁性層14と固定磁性層3との界面の少なくとも一部で結晶配向を異ならせてもよい。このように結晶配向を異ならせることでも、第1の反強磁性層14と固定磁性層3との界面の少なくとも一部を非整合状態にしやすいことができる。

【0099】例えば固定磁性層3の(111)面が膜面に対し平行な方向に優先配向している場合には、第1の反強磁性層14の(111)面を、前記固定磁性層3の(111)面の配向度と比べて小さくし、あるいは無配向とする。

【0100】あるいは、第1の反強磁性層14の(111)面が、前記界面と平行な方向に優先配向している場合、前記固定磁性層3の(111)面の配向度を、前記第1の反強磁性層14の配向度よりも小さいか、あるいは無配向とする。

【0101】または、前記第1の反強磁性層14と固定磁性層3との界面に平行な方向への、前記第1の反強磁性層14の(111)面の配向度、及び前記固定磁性層3の(111)面の配向度を共に小さくするか、あるいは無配向とする。前記結晶配向度は、下地層の存否や、組成比、スパッタ成膜時の電力ガス圧等の諸条件、あるいは膜の積層順などにより変えることができる。

【0102】上記のようにして形成された積層膜に、今度は熱処理を施す。この熱処理によって反強磁性層4と固定磁性層3との界面で交換結合磁界が発生し、前記固定磁性層3の磁化は、所定方向、図1で言うと図示Y方向(ハイト方向)に単磁区化される。

【0103】上記したように、第1の反強磁性層14と固定磁性層3との界面では、前記第1の反強磁性層14は固定磁性層3の結晶構造等に拘束されることなく、さらに好ましくは前記界面の少なくとも一部において非整合状態になっているから、この非整合状態を保ちながら、前記固定磁性層3に第1の反強磁性層14を介して形成された第2の反強磁性層15が、不規則格子から規則格子へ変態し始める。前記第2の反強磁性層15は、上記したように、不規則格子から規則格子に変態しやすい理想的な組成比に近い反強磁性材料で形成されているからである。

【0104】このような変態が始まると、第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15との界面では組成拡散が起こると考えられる。このような拡散が起こると、第2の反強磁性層15を構成する各元素が第1の反強磁性

層14側に入り込み、また第1の反強磁性層14を構成する各元素が第2の反強磁性層15側に入り込むために、反強磁性層4は、前記第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15との境なく、元素が混ざり合った状態になると考えられる。

【0105】そして上記した組成拡散により、第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15との界面近傍では、元素Xあるいは元素X+X'の組成比(原子%)が、成膜段階での第1の反強磁性層14の組成比よりも小さくなるものと考えられる。このため、熱処理によって第2の反強磁性層15の部分が規則化し始めると、それに引きずられて、第1の反強磁性層14の部分でも規則化が促進され、一方、固定磁性層3との界面では前記第1の反強磁性層14が前記固定磁性層3の結晶構造等の拘束を受けることなく、反強磁性層4全体で不規則格子から規則格子への変態が行なわれ、従来よりも大きな交換結合磁界を発生させることが可能になるのである。

【0106】上記のようにして形成された積層膜(熱処理後)の模式図が図3に示されている。なお熱処理後においても下地層6から固定磁性層3までの積層構造には変化がない。成膜段階(熱処理前:図2)と熱処理後(図3)とでは反強磁性層3の構造に変化が現われる。

【0107】図3に示す反強磁性層4は、元素X(ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうち1種または2種以上の元素である)とMnとを含有する反強磁性材料で形成されており、あるいは元素XとX'

(ただし元素X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である)とMnとを含有する反強磁性材料で形成される。

【0108】なお前記X-Mn-X'合金は、元素XとMnとで構成される空間格子の隙間に元素X'が侵入した侵入型固溶体であり、あるいは、前記元素XとMnとで構成される結晶格子の格子点の一部が、前記元素X'に置換された置換型固溶体であることが好ましい。これにより前記X-Mn-X'合金の格子定数を、X-Mn合金よりも広げることができ、熱処理後における前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面構造を非整合状態にしやすいことができる。

【0109】そして本発明では前記反強磁性層4には、前記固定磁性層3に向かうにしたがって、Mnに対する元素Xあるいは元素X+X'の原子%の比率が増加する領域が存在する。

【0110】また前記反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造が、CuAu-I型の面心正方格子(規則格子)となっている。また前記界面Aの少なくとも一部は非整合状態になっていることが好ましい。

【0111】上記のように、固定磁性層3に向かうにしたがって、Mnに対する元素Xあるいは元素X+X'の原子%の比率が増加する領域が存在する理由は、第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15は熱処理により組成拡散を起すが、前記第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15とが完全に拡散されるわけではなく、すなわち熱処理後の反強磁性層4全体が全て均一な組成となることはないと考えられるからである。

【0112】図2で説明したように、固定磁性層3との界面側に形成される第1の反強磁性層14の元素Xあるいは元素X+X'の組成比は、前記固定磁性層3に第1の反強磁性層14を介して形成される第2の反強磁性層15の元素Xあるいは元素X+X'の組成比に比べて大きい。

【0113】上記したように、第2の反強磁性層15の元素Xあるいは元素X+X'の組成比は、熱処理によって規則化を起しやすい50at%近くで形成されるから、Mnの組成比も50at%に近い値で形成されることになる。一方、第1の反強磁性層14の元素Xあるいは元素X+X'の組成比は固定磁性層3との界面で、固定磁性層3の結晶構造等の拘束力を受け難くするために、例えば58at%程度で形成されるので、Mnの組成比は元々少ない量しか含まれていない。

【0114】したがって熱処理を施し第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15とが組成拡散を起しても、完全に拡散し合うことはなく、前記反強磁性層4には、固定磁性層3に向かうにしたがってMnに対する元素Xあるいは元素X+X'の原子%の組成比は増加する。

【0115】また上記した組成拡散によって、元素Xあるいは元素X+X'の原子%は、固定磁性層3との界面A近傍の方が、前記界面Aと反対側の面B近傍よりも大きくなるものと考えられる。

【0116】また熱処理を施すことによって、反強磁性層4は不規則格子から規則格子に変態するために、熱処理後の反強磁性層4では、少なくとも一部の結晶構造が、CuAu-I型の面心正方格子(規則格子)となっており、さらに前記固定磁性層3との界面の少なくとも一部は非整合状態となっていることが好ましい。

【0117】なお前記反強磁性層4がPtMn合金で形成される場合、熱処理を施した後、つまり少なくとも一部の結晶構造が、規則格子となった前記反強磁性層4の格子定数a, cの比c/aは、0.93~0.99の範囲内であることが好ましい。

【0118】格子定数a, cの比c/aが0.93以下になると、前記反強磁性層4の結晶構造のほぼ全てが規則格子となるが、このような状態になると前記固定磁性層3と反強磁性層4との密着性が低下し、膜剥れなどが発生し好ましくない。

【0119】また格子定数a, cの比c/aが0.99以上になると、前記反強磁性層4の結晶構造のほぼ全て

が不規則格子となり、前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面にて発生する交換結合磁界が小さくなって好ましくない。

【0120】また本発明では、熱処理後において固定磁性層3と反強磁性層4との界面の少なくとも一部が非整合状態にされることが好ましいとしているが、前記界面の少なくとも一部で前記固定磁性層3と反強磁性層4との格子定数が異なっていることによって前記非整合状態を形成しやすくできる。

【0121】すなわち本発明では熱処理後において、固定磁性層3に向かうにしたがってMnに対する元素Xあるいは元素X+X'の原子%の比率が増加する領域が存在し、前記反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造が、CuAu-I型の面心正方規則格子となっており、しかも前記界面Aの少なくとも一部で前記反強磁性層4の格子定数と固定磁性層3の格子定数は異なっているものであってもよい。この構成によっても従来に比べて大きい交換結合磁界を得ることが可能である。

【0122】また本発明では、熱処理後において、固定磁性層3に向かうにしたがってMnに対する元素Xあるいは元素X+X'の原子%の比率が増加する領域が存在し、前記反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造が、CuAu-I型の面心正方規則格子となっており、しかも前記界面Aの少なくとも一部で前記反強磁性層4の結晶構造と固定磁性層3の結晶構造は異なっているものであってもよい。

【0123】例えば固定磁性層3の(111)面が膜面方向に優先配向している場合には、前記反強磁性層4の(111)面の配向度は、前記固定磁性層3の配向度よりも低いかあるいは無配向になっている。あるいは、反強磁性層4の(111)面が、前記界面と平行な方向に優先配向している場合、前記固定磁性層3の(111)面の配向度は、前記反強磁性層4の配向度よりも低いか、あるいは無配向になっている。

【0124】または、前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面に平行な方向への、前記反強磁性層4の(111)面の配向度、及び前記固定磁性層3の(111)面の配向度は共に低いか、あるいは無配向となっている。

【0125】このように結晶配向を固定磁性層3と反強磁性層4とで異ならせることによっても前記固定磁性層3と反強磁性層4との界面で非整合状態を形成しやすく、従来に比べて大きい交換結合磁界を得ることが可能である。

【0126】なお熱処理後の反強磁性層4を構成する組成元素は、成膜段階(熱処理前)における第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15(図2参照)を如何なる組成元素で形成したかに依存し、例えば前記第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15を共に同じ組成元素で形成した場合には、熱処理後では、反強磁性層4全体が同じ組成元素で形成された状態になっている。

【0127】成膜段階(熱処理前)における第1の反強磁性層14には、固定磁性層3との界面で非整合状態を保つために格子定数を大きくできる反強磁性材料を使用することが好ましく、また第2の反強磁性層15には、熱処理により不規則格子から規則格子への変態をスムーズに行わせることが可能な反強磁性材料を使用することが好ましい。このため、第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15とで異なる組成元素で構成された反強磁性材料を使用してもよい。

【0128】例えば第1の反強磁性層14としてPt-Mn-Cr合金を使用し、第2の反強磁性層15としてPt-Mn合金を使用した場合や、あるいは第1の反強磁性層14としてPt-Mn-Cr合金を使用し、第2の反強磁性層15としてPdMn合金を使用した場合などには、熱処理後において反強磁性層4を構成する元素Xあるいは元素X+X'の種類は、固定磁性層3との界面A近傍と、前記界面Aとの反対側の面B近傍とで一部一致するか、あるいは異なるものとなる。

【0129】上記したように熱処理後において、前記反強磁性層4には固定磁性層3に向かうにしたがって、Mnに対する元素Xあるいは元素X+X'の原子%の比率が増加する領域が存在するが、前記界面A近傍において、前記反強磁性層4を構成する全元素の組成比を100at%としたとき、元素Xあるいは元素X+X'の組成比は50(at%)以上65(at%)以下であることが好ましい。この組成範囲は成膜段階(熱処理前)での第1の反強磁性層14の元素Xあるいは元素X+X'の組成比及び熱処理を施したときの組成拡散に起因するものである。

【0130】すなわち上記したように成膜段階において、第1の反強磁性層14の元素Xあるいは元素X+X'の組成比は53(at%)以上65(at%)以下であることが好ましい。また熱処理によって前記第1の反強磁性層14と固定磁性層3間でも組成拡散が起こるものと考えられる。このため熱処理によって反強磁性層4の固定磁性層3との界面近傍では、反強磁性層の元素Xあるいは元素X+X'の組成比は成膜段階よりも低下するものと考えられ、したがって前記元素Xあるいは元素X+X'の組成比は53(at%)よりも小さくなることがある。よって熱処理後における前記界面A近傍での元素Xあるいは元素X+X'の好ましい組成範囲を、上記のように50(at%)以上65(at%)以下としたのである。なおより好ましい元素Xあるいは元素X+X'の組成比は50(at%)以上60(at%)以下である。

【0131】また本発明では、前記界面Aと反対側の面B近傍での反強磁性層4を構成する全元素の組成比を100at%としたときに、元素Xあるいは元素X+X'の組成比は、44(at%)以上57(at%)以下であることが好ましい。前記反対側の面B近傍における元

素Xあるいは元素X+X'の組成比は、成膜段階（熱処理前）での第2の反強磁性層15の元素Xあるいは元素X+X'の組成比に起因するものである。

【0132】すなわち上記したように第2の反強磁性層15の元素Xあるいは元素X+X'の組成比は44（at%）以上57（at%）以下であることが好ましいため、熱処理後における前記反対側の面B近傍での元素Xあるいは元素X+X'の好ましい組成範囲を、第2の反強磁性層15と同様に、44（at%）以上57（at%）以下としたのである。なおより好ましい元素Xあるいは元素X+X'の組成比は46（at%）以上55（at%）以下である。

【0133】なお本発明では、元素Xあるいは元素X+X'の組成比が、46at%以上55at%以下となる領域が、反強磁性層4の全体積に対して、70%以上、95%以下占めていることが好ましい。上記領域が反強磁性層4の全体積に対し、上記の率を占めていることは、前記反強磁性層4が、熱処理によって不規則格子から規則格子に適切に変態したことを意味しており、従来よりも大きな交換結合磁界を得ることが可能になっている。

【0134】次に反強磁性層4の膜厚方向における組成変調について説明する。本発明では上記のように反強磁性層4には固定磁性層3に向かうにしたがって、Mnに対する元素Xあるいは元素X+X'の原子%の比率が増加する領域が存在するが、これに加えて以下の組成変調を起していてもよい。

【0135】すなわち本発明では、前記反強磁性層4の膜厚内で前記界面Aと平行な方向に仮想境界を設定したとき、前記仮想境界から界面Aまでを第1の領域とし、前記仮想境界から前記界面と反対側の面までの領域を第2の領域としたときに、前記仮想境界を挟む領域で、前記第2の領域から第1の領域に向けて、前記比率が連続的にあるいは不連続的に増加してもよい。

【0136】例えば前記仮想境界を図3に占めず点線Cであるとする。この点線Cは、成膜段階（熱処理前）において第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15との界面である（図2参照）。

【0137】成膜段階では前記第1の反強磁性層14の方が第2の反強磁性層15に比べて元素Xあるいは元素X+X'の組成比は大きくなっている。そして上記のように熱処理を施すと、前記第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15との界面の部分で組成拡散が起こるものと考えられるので、熱処理後においては、前記固定磁性層3との界面Aから前記仮想境界（点線C）までの第1の領域での前記比率は、前記仮想境界（点線C）から前記界面Aと反対側の面Bまでの第2の領域での前記比率に比べて大きくなっており、しかも、前記仮想境界を挟む領域で、前記第2の領域から第1の領域に向けて、前記比率が連続的にあるいは不連続的に増加するものと

考えられる。特に成膜段階において第1の反強磁性層14の元素Xあるいは元素X+X'の組成比が、第2の反強磁性層15の元素Xあるいは元素X+X'の組成比に比べてかなり大きい場合には、上記した不連続な増加を招きやすいものと思われる。

【0138】また本発明では、前記反強磁性層4には、固定磁性層3側に向かうにしたがって元素Xあるいは元素X+X'の組成比（原子%）が増加する領域が存在することが好ましい。本発明では上記したように成膜段階（熱処理前）において、固定磁性層3側に形成される第1の反強磁性層14の元素Xあるいは元素X+X'の組成比を、第2の反強磁性層15の元素Xあるいは元素X+X'の組成比よりも大きくしている。このため熱処理によって前記第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15間で組成変調を起しても、前記第1の反強磁性層14であった固定磁性層側では、第2の反強磁性層15であった部分よりも依然として元素Xあるいは元素X+X'の組成比（原子%）は大きいものと考えられる。よって上記した組成変調を起す箇所があるものと考えられる。

【0139】また本発明では、前記反強磁性層4の固定磁性層3との界面A近傍には、固定磁性層3側に向かうにしたがって、元素Xあるいは元素X+X'の原子%が減少する領域が存在することが好ましい。

【0140】反強磁性層4の固定磁性層3との界面A近傍では前記固定磁性層3側と組成拡散を起すものと考えられ、この組成拡散が起こると、前記界面A近傍における元素Xあるいは元素X+X'の組成比は、成膜段階におけるその組成比に比べて小さくなってしまふ。

【0141】本発明のように、前記反強磁性層4は、前記界面A近傍において、固定磁性層3側に向かうにしたがって、元素Xあるいは元素X+X'の原子%が減少する領域が存在すると、前記界面A近傍で適切な不規則格子から規則格子への変態が行なわれ、大きな交換結合磁界を発生させることが可能になっている。

【0142】なお熱処理後の反強磁性層4において、前記元素Xあるいは元素X+X'の組成比が最大となる箇所は、固定磁性層3との界面Aから前記界面Aと反対側の面B方向に、3Å以上30Å以下の範囲内で存在することが好ましい。この範囲は成膜段階（熱処理前）における第1の反強磁性層14の好ましい膜厚範囲である。

【0143】また本発明では、反強磁性層4の固定磁性層Aとの界面の反対側の面BにTa等で形成された保護層7が形成されている。そして熱処理を施すことにより成膜段階における第2の反強磁性層15と前記保護層7との間でも組成変調を起すことが考えられる。

【0144】すなわち本発明では、反強磁性層4の固定磁性層3と反対側の面近傍において、前記反対側の面方向に元素Xあるいは元素X+X'の組成比（at%）が減少する領域が存在していてもよい。

【0145】なお本発明では前記反強磁性層4の膜厚は73 Å以上であることが好ましい。図2で説明したように、第1の反強磁性層14は最低でも3 Å以上、第2の反強磁性層15は最低でも70 Å以上必要であり、よって反強磁性層4全体では最低でも73 Å以上の膜厚が必要となる。

【0146】このように本発明では前記反強磁性層4を73 Å以上で形成すればよいために、前記反強磁性層4の膜厚を従来に比べて薄くできる。そして後述するように図3に示す積層膜を薄膜磁気ヘッドとして構成した場合、狭ギャップ化を図ることが可能である。

【0147】なお本発明では図2で成膜段階（熱処理前）において反強磁性層4を第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15の2層構造で構成していたが、これ以外の製造方法も提供することができる。

【0148】例えば、成膜段階（熱処理前）における反強磁性層4を単一層で形成した場合でも以下の製造方法であれば、従来に比べて大きい交換結合磁界を得ることが可能である。

【0149】すなわち本発明では、元素X（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうち1種または2種以上の元素である）とMnとをターゲットとしたスパッタ工程で反強磁性層4を形成し、このとき固定磁性層3から離れるにしたがってスパッタガス圧を徐々に高くしながら、前記反強磁性層4を形成することで、元素Xの組成比（原子%）を、前記固定磁性層3と接する側から離れるにしたがって減少させるのである。この際、前記反強磁性層4の成膜時に、前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面の少なくとも一部を非整合状態にすることが好ましい。

【0150】なお前記界面と反対側の面近傍における前記反強磁性層4を構成する全元素の組成比を100 at %としたときに、構成元素Xの組成比を、44 (at %)以上57 (at %)以下にすることが好ましく、より好ましくは46 (at %)以上55 (at %)以下である。

【0151】上記構成により、反強磁性層4の固定磁性層3との界面では、前記固定磁性層3の結晶構造等の拘束力を受けることなく、前記界面付近以外の部分では、元素Xの組成比（原子%）を、熱処理を施したときに不規則格子から規則格子に変態させやすい理想的に近い組成で形成できる。

【0152】したがって前記反強磁性層4の成膜後、熱処理を施すことにより、反強磁性層4を不規則格子から規則格子に適切に変態させることができ、しかも前記熱処理により前記反強磁性層4内で元素の拡散が起こると考えられるので、この拡散によって前記反強磁性層4全体で不規則格子から規則格子への変態が適切に起こり、従来に比べてより大きな交換結合磁界を発生させることが可能になっている。

【0153】特に前記界面において非整合状態が存在する場合には、反強磁性層4が適切に固定磁性層3の結晶構造等の拘束を受けることなく、反強磁性層4全体の規則変態を促すことが可能である。

【0154】また前記反強磁性層4の膜厚を73 Å以上で形成することが好ましい。この73 Åという数値は、図2に示す第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15とで形成された反強磁性層4の最低膜厚に歩調を合わせたものである。

【0155】すなわち図2では第1の反強磁性層14の膜厚は最低で3 Åであり、第2の反強磁性層15の膜厚は最低で70 Åであるから、反強磁性層4の最低膜厚を73 Åとした。

【0156】成膜段階（熱処理前）において反強磁性層4が単一層で形成される場合においても、固定磁性層3との界面から前記界面と反対側の面方向に少なくとも約3 Åの膜厚の部分は、その領域内に占める全元素の組成比を100 at %としたとき、元素Xの組成比が53

(at %)以上65 (at %)以下であることが好ましく、より好ましくは55 (at %)以上60 (at %)以下である。さらにそれ以外の部分は最低でも70 Å以上の膜厚で、元素Xの組成比が44 (at %)以上57 (at %)以下の範囲内であることが好ましく、より好ましくは46 (at %)以上55 (at %)以下である。これにより図2に示す場合と同様に、 7.9×10^4 (A/m)以上の交換結合磁界を得ることが可能になる。

【0157】また本発明では元素Xと元素X'（ただし元素X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である）とMnとをターゲットとしたスパッタ工程で反強磁性層4を形成し、このとき前記固定磁性層3から離れるにしたがって、スパッタガス圧を徐々に高くしながら前記反強磁性層4を成膜することで、前記元素X+X'の組成比（原子%）を、前記固定磁性層3と接する側から離れるにしたがって徐々に減少させてもよい。

【0158】なお前記元素X'には、元素XとMnとで構成される空間格子の隙間に侵入し、または元素XとMnとで構成される結晶格子の格子点の一部と置換する元素を用いることが好ましい。これにより、前記X-Mn-X'合金の格子定数を、X-Mn合金の格子定数よりも広げることができ、前記固定磁性層3との界面で非整合状態を保ちやすくなる。

【0159】また本発明では、反強磁性層4と固定磁性層3との界面の少なくとも一部を非整合状態とすることが好ましいとしているが、前記非整合状態を形成する方法としては、前記界面の少なくとも一部で反強磁性層4

と固定磁性層3との格子定数を異ならせることが挙げられる。

【0160】このため本発明では、元素XとMnとを含有する反強磁性材料で形成されたターゲット、あるいは元素XとX'とMnとを含有する反強磁性材料で形成されたターゲットを用いてスパッタ法により反強磁性層4を形成するときに、固定磁性層3と接する側から離れるにしたがって、スパッタガス圧を徐々に高くしながら前記反強磁性層4を成膜することで、元素Xあるいは元素X+X'の組成比(原子%)を、前記固定磁性層3と接する側から離れるにしたがって徐々に減少させ、しかも前記反強磁性層4の成膜の際に、前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面の少なくとも一部で、前記反強磁性層4の格子定数と前記固定磁性層3の格子定数を異ならせてもよい。

【0161】あるいは、元素XとMnとを含有する反強磁性材料で形成されたターゲット、あるいは元素XとX'とMnとを含有する反強磁性材料で形成されたターゲットを用いてスパッタ法により反強磁性層4を形成するときに、固定磁性層3と接する側から離れるにしたがって、スパッタガス圧を徐々に高くしながら前記反強磁性層4を成膜することで、元素Xあるいは元素X+X'の組成比(原子%)を、前記固定磁性層3と接する側から離れるにしたがって徐々に減少させ、しかも前記反強磁性層4の成膜の際に、前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面の少なくとも一部で、前記反強磁性層4の結晶配向と前記固定磁性層3の結晶配向を異ならせてもよい。前記結晶配向を異ならせることによっても前記界面での少なくとも一部を非整合状態にしやすいことができる。

【0162】上記のようにして形成された積層膜に熱処理を施すことによって形成された積層膜は図3と同様の構造になる。

【0163】すなわち熱処理後における反強磁性層4は、元素XとMnとを含有する反強磁性材料、あるいは元素XとX'とMnとを含有する反強磁性材料で形成され、固定磁性層3に向かうにしたがって、Mnに対する元素Xあるいは元素X+X'の原子%の比率が増加する領域が存在し、さらに前記反強磁性層の少なくとも一部の結晶構造が、CuAu-I型の面心正方規則格子となっており、しかも前記界面Aの少なくとも一部は非整合状態になっているのである。

【0164】次に本発明では、シードレイヤ22を用いた積層膜の成膜段階(熱処理前)の構成を図4に示す。また図4に示す積層膜に熱処理を施した前記積層膜の構造を図5に示す。

【0165】図4、5に示す積層膜は、一例として図6に示すような反強磁性層4が固定磁性層3の下側に形成されるシングルスピンバルブ型磁気抵抗効果素子に適用される。

【0166】まず図4に示すように下地層6上にシード

レイヤ22を形成し、さらに前記シードレイヤ22上に反強磁性層4を形成する。

【0167】前記下地層6は、Ta, Hf, Nb, Zr, Ti, Mo, Wのうち少なくとも一種以上の元素で形成されていることが好ましい。前記下地層6は、その上に形成される前記シードレイヤ22の(111)面を、前記下地層6との界面と平行な方向に優先配向させるために設けられたものである。前記下地層6は例えば50Å程度の膜厚で形成される。

【0168】前記シードレイヤ22は、主として面心立方晶から成り、前記反強磁性層4との界面と平行な方向に(111)面が優先配向されている。前記シードレイヤ22は、NiFe合金、あるいはNi-Fe-Y合金(ただしYは、Cr, Rh, Ta, Hf, Nb, Zr, Tiから選ばれる少なくとも1種または2種以上)で形成されることが好ましい。これらの材質で形成されたシードレイヤ22はTa等で形成された下地層6上に形成されることにより反強磁性層4との界面と平行な方向に(111)面が優先配向しやすくなる。

【0169】また本発明では前記シードレイヤ22は非磁性で形成されていることが好ましい。前記シードレイヤ22を非磁性で形成することにより、前記シードレイヤ22の比抵抗を大きくすることができ、導電層から流れるセンス電流の前記シードレイヤ22への分流を抑制することが可能である。前記センス電流がシードレイヤ22に分流しやすくなると、抵抗変化率(ΔMR)の低下やバルクハウゼンノイズの発生に繋がり好ましくない。

【0170】前記シードレイヤ22を非磁性で形成するには、上記した材質のうちNi-Fe-Y合金(ただしYは、Cr, Rh, Ta, Hf, Nb, Zr, Tiから選ばれる少なくとも1種または2種以上)を選択できる。これら材質は、結晶構造が面心立方晶であり、しかも反強磁性層4との界面と平行な方向に(111)面が優先配向しやすく好ましい。前記シードレイヤ22は、例えば30Å程度で形成される。

【0171】次に図4に示すように、前記シードレイヤ22上に形成される反強磁性層4は、第1の反強磁性層23、第2の反強磁性層24、及び第3の反強磁性層25の積層構造で形成される。

【0172】本発明では、前記第1の反強磁性層23、第2の反強磁性層24、及び第3の反強磁性層25を、元素X(ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうち1種または2種以上の元素である)とMnとを含有する反強磁性材料で形成することが好ましい。

【0173】また本発明では、各反強磁性層23、24、25を元素Xと元素X'合金(ただし元素X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, C

d, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である)とMnとを含有する反強磁性材料で形成してもよい。

【0174】上記の場合、前記X—Mn—X'合金は、元素XとMnとで構成される空間格子の隙間に元素X'が侵入した侵入型固溶体であり、あるいは、元素XとMnとで構成される結晶格子の格子点の一部が、元素X'に置換された置換型固溶体であることが好ましい。侵入型固溶体あるいは置換固溶体で形成されたX—Mn—X'合金は、X—Mn合金に比べて格子定数を広げることが可能である。

【0175】本発明では、第1及び第3反強磁性層23、25を構成する元素Xあるいは元素X+X'の組成比を、第2の反強磁性層24の元素Xあるいは元素X+X'の組成比よりも多くしている。

【0176】また前記第1の反強磁性層23と第3の反強磁性層25との間に形成される第2の反強磁性層24は、熱処理によって不規則格子から規則格子に変態しやすい理想的な組成に近い反強磁性材料で形成されている。

【0177】前記第1の反強磁性層23及び第3の反強磁性層25の元素Xあるいは元素X+X'の組成比を、第2の反強磁性層24の元素Xあるいは元素X+X'の組成比よりも大きくするのは、図2で説明したのと同様であり、熱処理を施したときに、反強磁性層4が不規則格子から規則格子への変態をしやすくするため、各系面において、前記固定磁性層3及びシードレイヤ22の結晶構造等に拘束されないようにする必要があるからである。

【0178】前記第1の反強磁性層23及び第3の反強磁性層25の元素Xあるいは元素X+X'の組成比は53(at%)以上65(at%)以下であることが好ましく、より好ましくは55(at%)以上60(at%)以下である。また前記第1の反強磁性層23及び第3の反強磁性層25の膜厚は3Å以上30Å以下であることが好ましい。例えば図4に示す実施例の場合では、前記第1及び第3の反強磁性層23、25をそれぞれ10Å程度で形成している。

【0179】前記第2の反強磁性層24の元素Xあるいは元素X+X'の組成比は、44(at%)以上57(at%)以下で形成される。好ましくは、46(at%)以上55(at%)以下である。元素Xあるいは元素X+X'の組成比がこの範囲内で形成されると、熱処理を施すことによって前記第2の反強磁性層24は不規則格子から規則格子へ変態しやすくなる。なお前記第2の反強磁性層24の膜厚は70Å以上であることが好ましい。なお図4に示す実施例の場合には、前記第2の反強磁性層24の膜厚を100Å程度で形成している。

【0180】また上記した各反強磁性層23、24、25をスパッタ法で形成することが好ましい。なおこのと

き、第1及び第3の反強磁性層23、25を、第2の反強磁性層24よりも低いスパッタガス圧で形成することが好ましい。これにより、前記第1及び第3の反強磁性層23、25の元素Xあるいは元素X+X'の組成比を、第2の反強磁性層24の元素Xあるいは元素X+X'の組成比よりも大きくすることが可能である。

【0181】あるいは本発明では、成膜段階(熱処理前)において前記反強磁性層4を上記した3層膜で形成せず、以下の方法によって前記反強磁性層4を単一層で形成した場合でも、膜厚方向に元素Xあるいは元素X+X'の組成比(原子%)を適切に変化させて形成することが可能である。

【0182】まず元素XとMnとを含有する反強磁性材料、あるいは元素XとX'とMnとで形成されたターゲットを用いてスパッタによって反強磁性層4を形成する際に、シードレイヤ22から離れるにしたがって徐々にスパッタガス圧を高くして反強磁性層4を成膜していき、前記反強磁性層4を半分程度成膜した段階で、今度は前記スパッタガス圧を徐々に低くして残りの反強磁性層4を成膜するのである。

【0183】この方法によれば、元素Xあるいは元素X+X'の組成比(原子%)は、シードレイヤ22との界面から前記反強磁性層4の膜厚の中央付近にかけて徐々に低くなっていき、前記組成比(原子%)は、前記中央付近から前記固定磁性層3との界面にかけて徐々に高くなる。

【0184】このため元素Xあるいは元素X+X'の組成比(原子%)は、シードレイヤ22及び固定磁性層3との界面近傍において最も大きく、膜厚のほぼ中央付近で最も低くなる反強磁性層4を形成することが可能になる。

【0185】なお前記固定磁性層3との界面近傍及びシードレイヤ22との界面近傍で、前記反強磁性層4を構成する全元素の組成比を100at%としたとに、元素Xあるいは元素X+X'の組成比を、53at%以上65at%以下にすることが好ましく、より好ましくは55at%以上60at%以下である。

【0186】また反強磁性層4の膜厚方向の中央付近で、前記元素Xあるいは元素X+X'の組成比を44(at%)以上57(at%)以下とすることが好ましく、より好ましくは46(at%)以上55(at%)以下である。また前記反強磁性層4の膜厚を76Å以上で形成することが好ましい。

【0187】図4に示すように前記反強磁性層4上に固定磁性層3を形成する。図4に示す実施例では図2と同様に、固定磁性層3が、Co膜11、Ru膜12及びCo13の3層からなる、いわゆるフェリ状態にされている。なお例えば前記Co膜11の膜厚は20Å程度、Ru膜12の膜厚は8Å程度、Co膜13の膜厚は15Å程度で形成される。

【0188】熱処理を施すことによって、反強磁性層4は、シードレイヤ22及び固定磁性層3との界面において、前記シードレイヤ22及び固定磁性層3の結晶構造等の拘束を受けることなく、結晶構造が不規則格子から規則格子に適切に変態し、前記固定磁性層3との界面において交換結合磁界が発生し、前記固定磁性層3の磁化は図示Y方向（ハイト方向）に単磁区化される。

【0189】本発明では、シードレイヤ22及び固定磁性層3との界面の少なくとも一部が非整合状態であることが好ましい。前記非整合状態が存在することで、各界面ではシードレイヤ22あるいは固定磁性層3の結晶構造等の拘束を受け難くなり、前記反強磁性層4の規則化への変態を促すことが可能である。

【0190】本発明では、上記のように前記シードレイヤ22及び固定磁性層3と接する側に、元素Xあるいは元素X+X'の組成比が多い第1及び第3の反強磁性層23、25を形成し、しかも前記第1及び第3の反強磁性層23、25間に、熱処理によって適切に不規則格子から規則格子に変態しやすい組成で形成された第2の反強磁性層24を設けているので、熱処理によって前記第2の反強磁性層24の部分で変態が進むと同時に、第1及び第3の反強磁性層23、25と第2の反強磁性層24間で組成拡散が起こると考えられ、したがって前記第1及び第3の反強磁性層23、25の部分でも、シードレイヤ22及び固定磁性層3との界面で適切に非整合状態を維持しながら、不規則格子から規則格子への変態が起こり、反強磁性層4全体で適切な変態を起すことができるのである。したがって本発明によれば従来に比べて適切な前記変態を期待することができ、よって大きい交換結合磁界を得ることができ、具体的には 7.9×10^4 (A/m)以上の交換結合磁界を期待することができる。

【0191】図4に示すように、前記固定磁性層3上に例えばCu等で形成された非磁性中間層2を形成し、さらに前記非磁性中間層2上にフリー磁性層1を形成する。

【0192】前記フリー磁性層1は例えばNi-Fe合金膜9とCo膜10とで構成されている。また前記非磁性中間層2は例えば22Å程度で形成され、Ni-Fe合金膜9は45Å程度で形成され、Co膜10は5Å程度で形成される。

【0193】そして図4に示すように、前記フリー磁性層1の上に例えばTa膜で形成された保護層7を形成する。前記保護層7の膜厚は例えば30Å程度である。

【0194】本発明では上記したように、反強磁性層4の下側（固定磁性層3との界面と反対側の面）にシードレイヤ22を設けている。前記シードレイヤ22は主として、面心立方晶からなり、しかも反強磁性層4との界面と平行な方向に（111）面が優先配向している。

【0195】このために前記シードレイヤ22上に形成

された反強磁性層4からフリー磁性層1までの各層の結晶配向もまた前記界面と平行な方向に（111）面が優先配向されやすく、結晶粒径が大きくなる。このように結晶粒径が大きくなることによって抵抗変化率（ $\Delta M/R$ ）が大きくなり、再生特性を向上させることが可能である。

【0196】また図4に示す実施例では、抵抗変化率の向上と同時に、交換結合磁界をも大きくすることができるとも既に詳述した通りである。前記交換結合磁界が小さくなりすぎても、抵抗変化率は低下することから、抵抗変化率の向上という観点からしても、前記交換結合磁界はある程度必要である。

【0197】図4に示す下地層6から保護層7までの積層膜を形成した後、熱処理を施す。図5は熱処理後の積層膜の構造を示している。図5に示す熱処理が施された後においても、Ta等で形成された下地層6上に形成されたシードレイヤ22は、結晶構造が主として面心立方晶からなり、反強磁性層4との界面に平行な方向に（111）面が優先配向している。

【0198】また前記シードレイヤ22上に形成された反強磁性層4は、少なくとも一部の結晶構造がCuAu-I型の面心正方規則格子からなり、しかも前記反強磁性層4からフリー磁性層1までの各層が前記界面と平行な方向に（111）面が優先配向し、さらに前記反強磁性層4とシードレイヤ22との界面I及び前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面Hの少なくとも一部が非整合状態にされている。

【0199】本発明では上記したように、シードレイヤ22の形成により、反強磁性層4からフリー磁性層1までの各層の結晶配向は前記界面に平行な方向に（111）面が優先配向し、結晶粒径が大きくなることにより、抵抗変化率（ ΔMR ）を向上させることができる。

【0200】なお上記したようにシードレイヤ22は、NiFe合金、あるいはNi-Fe-Y合金（ただしYは、Cr, Rh, Ta, Hf, Nb, Zr, Tiから選ばれる少なくとも1種または2種以上）で形成されることが好ましく、特に非磁性で形成されていることが好ましい。前記シードレイヤ22を非磁性で形成することにより、前記シードレイヤ22の比抵抗を大きくすることができ、導電層から流れるセンス電流の前記シードレイヤ22への分流を抑制することが可能である。分流を抑えることにより、抵抗変化率をより向上させることができ、またバルクハウゼンノイズの発生等を抑制することができる。

【0201】また本発明では、反強磁性層4とシードレイヤ22との界面I、及び反強磁性層4と固定磁性層3との界面Hの少なくとも一部は非整合状態にされ、しかも反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造がCuAu-I型の面心正方規則格子にされていることから、熱処理によって前記反強磁性層4が適切に不規則格子から規

則格子に変態したことがわかり、本発明では反強磁性層4と固定磁性層3間で発生する交換結合磁界を従来よりも大きくすることができ、具体的には 7.9×10^4 (A/m)以上の交換結合磁界を得ることが可能になっている。

【0202】また本発明では、前記界面Iの少なくとも一部で前記反強磁性層4とシードレイヤ22との格子定数、及び前記界面Hの少なくとも一部で前記反強磁性層4と固定磁性層3との格子定数は異なっている構成であってもよい。これによって前記反強磁性層4とシードレイヤ22との界面I、及び反強磁性層4と固定磁性層3との界面Hの少なくとも一部を非整合状態に保つことが可能である。

【0203】また熱処理を施すと反強磁性層4のうち第1の反強磁性層23と第2の反強磁性層24との界面F、及び第3の反強磁性層23と第2の反強磁性層24との界面Gで組成拡散が発生するために、前記界面F、Gの有無は明確ではなくなるものと考えられる。

【0204】上記のように前記反強磁性層4は、元素X（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうち1種または2種以上の元素である）とMnとを含有する反強磁性材料で形成され、あるいは、元素Xと元素X'（ただし元素X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である）とMnとを含有する反強磁性材料で形成されることが好ましい。X-Mn-X'合金で反強磁性層4が形成される場合、X-Mn-X'合金は、元素XとMnとで構成される空間格子の隙間に元素X'が侵入した侵入型固溶体であり、あるいは、元素XとMnとで構成される結晶格子の格子点の一部が、元素X'に置換された置換型固溶体であることが好ましい。侵入型固溶体あるいは置換固溶体で形成されたX-Mn-X'合金は、X-Mn合金に比べて格子定数を広げることが可能であり、シードレイヤ22及び固定磁性層3との界面で適切に非整合状態を維持することができる。

【0205】また熱処理後において、前記反強磁性層4には、シードレイヤ22に向かうにしたがって、Mnに対する元素Xあるいは元素X+X'の原子%の比率が、増加する領域が存在することが好ましい。

【0206】なおこの組成変調の領域の存在は、熱処理によって適切に規則変態が行なわれたことを意味する。前記組成変調の領域の存在は、成膜段階（熱処理前；図4参照）において第3の反強磁性層25の元素Xあるいは元素X+X'の組成比を、第2の反強磁性層24の元素Xあるいは元素X+X'の組成比よりも大きくするか、あるいはスパッタガス圧を変化させて、元素Xあるいは元素X+X'の原子%を、膜厚方向の中央に向かう

にしたがって徐々に小さくしながら反強磁性層4を成膜することによって得ることができる。この構成により、前記シードレイヤ22と反強磁性層4との界面Iでは、前記シードレイヤ22の結晶構造等の拘束力を受けることなく適切に規則化変態していると考えられ、従来に比べて大きな交換結合磁界を得ることが可能である。

【0207】また上記した組成変調に加えて前記反強磁性層4には、固定磁性層3に向かうにしたがって、Mnに対する元素Xあるいは元素X+X'の原子%の比率が、増加する領域が存在する。これは、成膜段階（熱処理前；図4参照）において第1の反強磁性層23の元素Xあるいは元素X+X'の組成比を、第2の反強磁性層24の元素Xあるいは元素X+X'の組成比よりも大きくするか、あるいはスパッタガス圧を変化させて、元素Xあるいは元素X+X'の組成比（原子%）を、膜厚の中央付近から固定磁性層3側にしたがって徐々に大きくしながら反強磁性層4を成膜することによって得ることができる。

【0208】すなわち図5に示すシードレイヤ22と接合された反強磁性層4には、膜厚方向の中間領域から固定磁性層3側に向かうにしたがってMnに対する元素Xあるいは元素X+X'の原子%の比率が増加する領域と、前記中間領域からシードレイヤ22に向かうにしたがってMnに対する元素Xの原子%の比率が増加する領域とが存在するのである。

【0209】そして本発明では、シードレイヤ22との界面I近傍及び固定磁性層3との界面H近傍に占める反強磁性層4を構成する全元素の組成比を100at%としたときに、元素Xあるいは元素X+X'の組成比は、50(at%)以上65(at%)以下であることが好ましい。この数値範囲は、成膜段階（熱処理前）における第1及び第3の反強磁性層23、25の適切な組成範囲（53at%～65at%）に基づくものである。なお前記第1及び第3の反強磁性層23、25の組成範囲の最低値（53at%）よりも熱処理後における反強磁性層4の組成範囲の最低値（50at%）の方が小さくなる理由は、熱処理を施すことによって前記反強磁性層4とシードレイヤ22との界面I、及び前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面Hで組成拡散が発生するためである。なお前記元素Xあるいは元素X+X'の組成比は、前記シードレイヤ22の界面I近傍、及び固定磁性層3との界面H近傍では、50(at%)以上60(at%)以下であることがより好ましい。

【0210】また熱処理後における元素X及び元素X+X'の組成比（原子%）は、膜厚方向の中央付近で44(at%)以上57(at%)以下であることが好ましい。この組成範囲は、成膜段階（熱処理前）における第2の反強磁性層24の元素Xあるいは元素X+X'の適切な組成範囲（44at%～57at%）に基づくものである。また前記元素Xあるいは元素X+X'の組成比

は、46 (at%)以上55 (at%)以下であることがより好ましい。

【0211】また本発明では、前記反強磁性層4の膜厚内で固定磁性層3及びシードレイヤ22との界面と平行な方向に2本の仮想境界を設定したとき、前記固定磁性層3との界面Hから前記界面Hに近い側の第2の仮想境界までの第3の領域、及び前記シードレイヤ22との界面Iから前記界面Iに近い側の第1の仮想境界までの第1の領域では、前記仮想境界間の第2の領域に比べてMnに対する元素Xあるいは元素X+X'の原子%の比率が大きく、前記第1の仮想境界を挟む領域で前記第2の領域から第1の領域に向けて、また前記第2の仮想境界を挟む領域では前記第2の領域から第3の領域に向けて、前記比率が連続的にあるいは不連続的に増大することが好ましい。

【0212】例えば前記第1の仮想境界を図5に占めす点線G、第2の仮想境界を図5に示す点線Fであるとする。この点線F、Gは成膜段階（熱処理前）において第1の反強磁性層23と第2の反強磁性層24との界面、及び第2の反強磁性層24と第3の反強磁性層25との界面であった箇所である。

【0213】成膜段階（熱処理前）では前記第1及び第3の反強磁性層23、25の方が第2の反強磁性層24に比べて元素Xあるいは元素X+X'の組成比は大きくなっている。そして上記のように熱処理を施すと、前記第1及び第3の反強磁性層23、25と第2の反強磁性層24との界面の部分で組成拡散が起こるものと考えられるので、熱処理後においては、前記固定磁性層3との界面Hから前記界面Hに近い側の第2の仮想境界（点線F）までの第3の領域における元素Xあるいは元素X+X'のMnに対する原子%の比率、及びシードレイヤ22との界面Iから前記界面Iに近い側の第1の仮想境界

（点線G）までの第1の領域における元素Xあるいは元素X+X'のMnに対する原子%の比率は、前記仮想境界間の第2の領域での元素Xあるいは元素X+X'のMnに対する原子%の比率よりも大きくなっており、しかも前記第2の仮想境界（点線F）で前記第2の領域から第3の領域にかけて、元素Xあるいは元素X+X'のMnに対する原子%の比率が連続的にあるいは不連続的に増加し、同様に前記第1の仮想境界（点線G）で第2の領域から前記第1の領域にかけて前記比率が連続的にあるいは不連続的に増加するものと考えられる。特に成膜段階において第1及び第3の反強磁性層23、25の元素Xあるいは元素X+X'の組成比が、第2の反強磁性層24の元素Xあるいは元素X+X'の組成比に比べてかなり大きい場合には、上記した不連続な減少を招きやすいものと思われる。

【0214】また成膜段階（熱処理前）において、第1及び第3の反強磁性層23、25の元素Xあるいは元素X+X'の組成比は第2の反強磁性層24の元素Xある

いは元素X+X'の組成比よりも大きいために、熱処理後において、前記反強磁性層4には、膜厚方向の中間の所定領域から前記固定磁性層3との界面Hに向けて、及び前記中間の領域から前記シードレイヤ22との界面Iに向けて、前記元素Xあるいは元素X+X'の組成比（原子%）が増大する領域が存在すると考えられる。

【0215】なお前記反強磁性層4は熱処理によって、前記界面Hでは固定磁性層3と、前記界面Iではシードレイヤ22との間で組成拡散を起すものと考えられ、この組成拡散が起こると、前記界面H近傍及びI近傍での元素Xあるいは元素X+X'の組成比（原子%）は、成膜段階におけるそれに比べて小さくなってしまふ。

【0216】したがって本発明では、前記反強磁性層4は、シードレイヤ22との界面I近傍に、前記シードレイヤ22側に向かうにしたがって、前記元素Xあるいは元素X+X'の原子%が減少する領域が存在し、同様に、固定磁性層3との界面H近傍に、前記固定磁性層3側に向かうにしたがって、前記元素Xあるいは元素X+X'の原子%が減少する領域が存在することが好ましい。

【0217】上記した反強磁性層4と固定磁性層3との界面H、及び反強磁性層4とシードレイヤ22との界面Iで組成拡散が起こると、前記界面H、I近傍での元素Xあるいは元素X+X'の原子%は、成膜段階に比べて減少するために、前記界面H、I近傍で適切な不規則格子から規則格子への変態が行なわれ、大きな交換結合磁界を発生させることが可能になっている。

【0218】なお熱処理後の反強磁性層4において、各界面に向かうにしたがって元素Xあるいは元素X+X'の組成比（原子%）が減少する領域は、固定磁性層3との界面Hから反強磁性層4の中央方向に3Å以上30Å以下の範囲内、及びシードレイヤ22との界面Iから反強磁性層4の中央方向に3Å以上30Å以下の範囲内で存在することが好ましい。この範囲は成膜段階（熱処理前）における第1の反強磁性層23及び第3の反強磁性層25の好ましい膜厚範囲である。

【0219】また前記反強磁性層4の膜厚は76Å以上であることが好ましい。図4の製造方法で説明したように、第1及び第3の反強磁性層23、25は最低でも3Å以上、第2の反強磁性層24は最低でも70Å以上必要であり、よって反強磁性層4全体では最低でも76Å以上の膜厚が必要となる。

【0220】このように本発明では前記反強磁性層4を76Å以上で形成すればよいために、前記反強磁性層4の膜厚を従来に比べて薄くできる。

【0221】図5に示す下地層6から保護層7までの積層膜の両側には、図1に示すフリー磁性層1の磁化を図示X方向に揃えるためのハードバイアス層5と導電層8が形成される。

【0222】上記のように図4に示すシードレイヤ22

が形成された成膜段階（熱処理前）における積層膜は、反強磁性層4が3層膜で形成されており、このように3層膜で形成することにより、交換結合磁界を大きくできるが、本発明では前記反強磁性層4を均一な $X-Mn$ 組成、あるいは $X-Mn-X'$ 組成で形成してもよい。この場合においては、シードレイヤ22と反強磁性層4との界面の少なくとも一部を非整合状態にするか、あるいは前記界面の少なくとも一部で双方の格子定数を異ならせる必要がある。

【0223】さらに好ましくは、固定磁性層3と反強磁性層4との界面の少なくとも一部を非整合状態にし、あるいは前記界面の少なくとも一部で、前記反強磁性層4と固定磁性層3との格子定数を異ならせる。

【0224】例えば単一層の反強磁性層4は、 $Pt_{52}Mn_{48}$ 合金で形成される。前記 $PtMn$ 合金で形成された反強磁性層4であると、シードレイヤ22及び固定磁性層3との非整合状態が弱くなるから、交換結合磁界は低下するものの、前記反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造は $CuAu-I$ 型の面心正方規則格子から成り、前記各層の結晶配向は反強磁性層4と固定磁性層3との界面と平行な方向に(111)面が優先配向し、前記反強磁性層4とシードレイヤ22との界面の少なくとも一部が非整合状態になっているのであり、シードレイヤ22の存在により抵抗変化率を向上させることが可能である。

【0225】また前記反強磁性層4とシードレイヤ22の界面の少なくとも一部で反強磁性層4及びシードレイヤ22の格子定数が異なってもよい。

【0226】また本発明では、例えば固定磁性層3側に形成される第1の反強磁性層23が形成されず、前記反強磁性層4が第2の反強磁性層24と第3の反強磁性層25とで構成されていてもよい。この場合には、固定磁性層3側との界面で、固定磁性層3の結晶構造の拘束力を受けやすくなり、交換結合磁界は低下するものの、シードレイヤ22との界面が前記シードレイヤ22の結晶構造の拘束を受け難い状態にしておくことで、反強磁性層4は不規則格子から規則格子への変態がある程度適切に行なわれ、交換結合磁界も前記シードレイヤ22との界面で、前記シードレイヤ22の結晶構造等の拘束を受ける場合に比べて大きくなり、しかも抵抗変化率はシードレイヤ22の存在により大きくすることができる。なおこのときの反強磁性層4の組成変調に関しては、図3で説明したものと同様であり、前記反強磁性層4には前記シードレイヤ22に向かうにしたがって、 Mn に対する元素 X あるいは元素 $X+X'$ の原子%の比率が増加する領域が存在し、また前記反強磁性層4の膜厚の中央付近よりも前記シードレイヤ22寄りに前記シードレイヤ22との界面と平行な第1の仮想境界を設定し、前記固定磁性層3寄りに前記固定磁性層3との界面と平行な第2の仮想境界を設定したときに、前記シードレイヤ22

との界面から前記第1の仮想境界までの領域は、前記第1及び第2の仮想境界間の領域に比べて、前記比率が大きく、前記第1の仮想境界を挟む領域では、前記シードレイヤ22との界面に向けて、前記比率が連続的にあるいは不連続的に増大することが好ましい。また前記シードレイヤ22と反強磁性層4との界面の少なくとも一部が非整合状態にされていることが好ましい。

【0227】また前記反強磁性層4には、膜厚内のいずれかの場所から前記シードレイヤ22側に向けて、前記元素 X あるいは元素 $X+X'$ の原子%が増大する領域が存在することが好ましく、さらに前記反強磁性層4には、前記シードレイヤ22との界面近傍に、前記シードレイヤ22側に向かうにしたがって、前記元素 X あるいは元素 $X+X'$ の原子%が減少する領域が存在することが好ましい。

【0228】また前記シードレイヤ22が形成される場合、反強磁性層4の材料は、上記した $X-Mn$ 合金、あるいは $X-Mn-X'$ 合金に限定されない。例えば従来から反強磁性材料として一般的な $Ni-Mn$ 合金等を使用することも可能であり、または Mn を含有しない反強磁性材料であってもよい。このような場合でも本発明におけるシードレイヤ22の存在により大きな抵抗変化率を得ることが可能になる。

【0229】さらに図2に示すように、シードレイヤ22が形成されていない場合でも反強磁性層4を、図4に示すように3層膜で形成してもよい。図2の場合に前記反強磁性層4を3層膜で形成し、その後熱処理を施すことにより、前記反強磁性層4には、膜厚方向の中間領域から固定磁性層3側に向かうにしたがって Mn に対する元素 X あるいは元素 $X+X'$ の原子%の比率が増加する領域と、前記中間領域から保護層7に向かうにしたがって Mn に対する元素 X あるいは元素 $X+X'$ の原子%の比率が増大する領域とが存在することになる。そして前記反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造が $CuAu-I$ 型の面心正方規則格子となっている。なおこのとき固定磁性層3との界面の少なくとも一部が非整合状態にされているか、あるいは前記界面の少なくとも一部で双方の格子定数または結晶配向が異なった構成となっていることが好ましい。また図2の場合、反強磁性層4の固定磁性層3と反対側の面には、 $Ta, Hf, Nb, Zr, Ti, Mo, W$ のうち1種または2種以上の元素などの非磁性材料で形成された保護層7が形成され、この保護層7と反強磁性層4との間で組成拡散が発生し、前記反強磁性層4には前記保護層7との界面近傍に、前記元素 X あるいは元素 $X+X'$ の原子%が減少する領域が存在するものと考えられる。

【0230】図2ないし図5に示す積層膜は、様々な磁気抵抗効果素子に使用可能である。図2、3に示す積層膜は、図示されているように反強磁性層4が固定磁性層3の上側に形成されているが、前記反強磁性層4が固定

磁性層 3 の下側に形成されてもよい。

【0231】この場合、成膜段階において下から第2の反強磁性層15、第1の反強磁性層14、固定磁性層3の順で交換結合膜を形成する。前記第1及び第2の反強磁性層14、15の組成及び膜厚等に関しては、図2で説明したものと同様である。

【0232】このように反強磁性層4が固定磁性層3の下側に形成される場合は、例えば図6に示すようなシングルスピンバルブ型磁気抵抗効果素子に適用可能である。

【0233】図6に示すシングルスピンバルブ型磁気抵抗効果素子は、下から下地層6、反強磁性層4、固定磁性層3、非磁性中間層2、フリー磁性層1及び保護層7の順で積層膜を形成し、前記積層膜の両側にハードバイアス層5、5及び導電層8、8を形成する。

【0234】また図6に示すシングルスピンバルブ型磁気抵抗効果素子においては、成膜段階において図4で説明したのと同様に前記反強磁性層4を3層膜で形成することも可能である。

【0235】すなわち下地層6上に、第3の反強磁性層25、第2の反強磁性層24及び第1の反強磁性層25を積層する。なお各反強磁性層の材質、組成及び膜厚等については図4で説明したものと同様である。

【0236】そして熱処理を施すと、各反強磁性層が組成拡散を起し、熱処理後における反強磁性層4には、膜厚方向の中間領域から固定磁性層3側に向かうにしたがってMnに対する元素Xの原子%の比率が増加する領域と、前記中間領域から前記下地層6に向かうにしたがってMnに対する元素Xの原子%の比率が増加する領域とが存在する。そして前記反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造がCuAu-I型の面心正方規則格子であり、好ましくは固定磁性層3との界面の少なくとも一部が非整合状態にされているか、あるいは前記界面の少なくとも一部で双方の格子定数が異なった構成となっている。

【0237】なお前記反強磁性層4の形成には、上記の方法以外に、同一のターゲットを用い、スパッタガス圧を変化させて、元素Xあるいは元素X+X'の原子%を、膜厚方向に徐々に変化させる方法によって形成してもよい。

【0238】また図4、5に示すシードレイヤ22を有する積層膜は、反強磁性層4が固定磁性層3の下側に形成されているが、前記反強磁性層4が固定磁性層3の上側に形成されていてもよい。この場合は図1に示すシングルスピンバルブ型磁気抵抗効果素子に適用できる。

【0239】すなわち下から、下地層6、フリー磁性層1、非磁性中間層2、固定磁性層3、反強磁性層4、シードレイヤ22、及び保護層7の順で積層膜を形成し、前記積層膜の両側にハードバイアス層5、5及び導電層8、8を形成する。なおこの場合においても前記シード

レイヤ22の結晶構造や材質等は図4、5で説明したものと同一である。

【0240】図7及び図8は、本発明の他のシングルスピンバルブ型磁気抵抗効果素子の構造を示す断面図である。

【0241】図7では、下から下地層6、反強磁性層4、固定磁性層3、非磁性中間層2、およびフリー磁性層1が連続して積層されている。この実施例では、反強磁性層4が固定磁性層3の下側に形成されている。

【0242】製造方法としては、まず下地層6上に、図2で説明した第2の反強磁性層15及び第1の反強磁性層14を積層して反強磁性層4を構成し、前記第1の反強磁性層14上に固定磁性層3を形成する。あるいは前記反強磁性層4を図4で説明した3層膜で形成してもよい。前記第1の反強磁性層14及び前記第2の反強磁性層15は、X-Mn合金（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である）、好ましくはPtMn合金、またはX-Mn-X'合金（ただしX'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である）で形成する。

【0243】本発明では前記第1の反強磁性層14と固定磁性層3との界面の少なくとも一部は非整合状態にされていることが好ましい。また前記第2の反強磁性層15は、熱処理によって不規則格子から規則格子に変態しやすい理想的な組成に近い反強磁性材料で形成されている。なお前記第1の反強磁性層14及び第2の反強磁性層15を構成する元素Xあるいは元素X+X'の組成比や、各層の膜厚等に関しては図2で説明したものと同一である。

【0244】なお前記反強磁性層4の形成には、上記の方法以外に、同一のターゲットを用い、スパッタガス圧を変化させて、元素Xあるいは元素X+X'の原子%を、膜厚方向に徐々に変化させる方法によって形成してもよい。

【0245】前記反強磁性層4の形成後、熱処理を施す。前記熱処理によって第2の反強磁性層15では不規則格子から規則格子に適切に変態をし、また第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15間で組成拡散が起こることによって、第1の反強磁性層14の部分でも不規則格子から規則格子への変態が適切に行なわれる。

【0246】熱処理後の元素Xあるいは元素X+X'の原子%のMnに対する比率は、固定磁性層3側に向かうにしたがって増加し、また前記反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造が、CuAu-I型の面心正方規則格子となっており、しかも前記固定磁性層3との界面の少なくとも一部が非整合状態になっていることが好まし

い。また前記界面の少なくとも一部で、固定磁性層3及び反強磁性層4の格子定数が異なり、あるいは前記固定磁性層3及び反強磁性層4の結晶配向が異なることがよい。

【0247】また前記反強磁性層4を熱処理前において図4に示す3層膜で形成した場合や、あるいは各界面から膜厚方向の中央にかけて元素Xあるいは元素X+X'の組成比を徐々に小さくして反強磁性層4を形成した場合、熱処理を施すことによって、前記反強磁性層4には、膜厚方向の中間領域から固定磁性層3側に向かうにしたがってMnに対する元素Xの原子%の比率が増加する領域と、前記中間領域から前記下地層6に向かうにしたがってMnに対する元素Xの原子%の比率が増加する領域とが存在する。そして前記反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造がCuAu-I型の面心正方規則格子であり、好ましくは固定磁性層3との界面の少なくとも一部が非整合状態にされているか、あるいは前記界面の少なくとも一部で双方の格子定数または結晶配向が異なった構成となっている。

【0248】そして図7に示すように、フリー磁性層1の上には、トラック幅方向にトラック幅Twの間隔を空けてエクステンジバイアス層16、16（反強磁性層）が形成されている。

【0249】なおこのエクステンジバイアス層16は、X-Mn合金（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である）、好ましくはPtMn合金、またはX-Mn-X'合金（ただしX'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である）で形成されている。

【0250】前記エクステンジバイアス層16を形成するには、まずフリー磁性層1上に第1の反強磁性層14を形成し、さらに前記第1の反強磁性層14上に第2の反強磁性層15を形成する。前記第1の反強磁性層14及び前記第2の反強磁性層15は図2に示すものと同じであり、すなわち前記第1の反強磁性層14は第2の反強磁性層15の元素Xあるいは元素X+X'の組成比よりも大きくされ、しかも前記第2の反強磁性層15は熱処理によって不規則格子から規則格子に変態しやすい理想的な組成に近い反強磁性材料で形成されている。

【0251】そして熱処理を施すことによって前記フリー磁性層1との界面では固定磁性層3の結晶構造等の拘束を受けることなく、前記エクステンジバイアス層16は、不規則格子から規則格子に適切に変態し、前記エクステンジバイアス層16とフリー磁性層1との界面で交換結合磁界が発生する。

【0252】熱処理後における前記エクステンジバイ

アス層16の元素Xあるいは元素X+X'の原子%のMnに対する比率は、フリー磁性層1に向かうにしたがって増加する領域が存在し、また前記エクステンジバイアス層16の少なくとも一部の結晶構造は、CuAu-I型の面心正方規則格子となっており、しかも好ましくは前記フリー磁性層1との界面の少なくとも一部は非整合状態になっている。

【0253】また前記エクステンジバイアス層16を図4で説明した3層膜で形成してもよい。この場合には熱処理を施すことによって前記エクステンジバイアス層16には、膜厚方向の中間領域からフリー磁性層1側に向かうにしたがってMnに対する元素Xの原子%の比率が増加する領域と、前記中間領域から前記フリー磁性層1と反対側の面に向かうにしたがってMnに対する元素Xの原子%の比率が増加する領域とが存在する。そして前記エクステンジバイアス層16の少なくとも一部の結晶構造がCuAu-I型の面心正方規則格子であり、好ましくはフリー磁性層1との界面の少なくとも一部が非整合状態にされているか、あるいは前記界面の少なくとも一部で双方の格子定数または結晶配向が異なった構成となっている。

【0254】前記フリー磁性層1の両側端部では、エクステンジバイアス層16間での交換結合磁界により図示X方向に単磁区化され、フリー磁性層1のトラック幅Tw領域の磁化は、外部磁界に対して反応する程度に図示X方向に適性に揃えられている。

【0255】このようにして形成されたシングルスピンバルブ型磁気抵抗効果素子では、図示Y方向の外部磁界により、フリー磁性層1のトラック幅Tw領域の磁化が図示X方向から図示Y方向に変化する。このフリー磁性層1内での磁化の方向の変動と、固定磁性層3の固定磁化方向（図示Y方向）との関係で電気抵抗が変化し、この電気抵抗値の変化に基づく電圧変化により、記録媒体からの洩れ磁界が検出される。

【0256】また図7に示すシングルスピンバルブ型磁気抵抗効果素子に、図4、5で説明したシードレイヤ22を用いることも可能である。

【0257】この場合、前記シードレイヤ22は、反強磁性層4と下地層6間に用いられる。前記シードレイヤ22は、結晶構造が主として面心立方晶からなり、しかも反強磁性層4との界面と平行な方向に（111）面が優先配向している。前記シードレイヤ22を用いることで、反強磁性層4からフリー磁性層1までの結晶配向は、（111）面が優先配向し、結晶粒径が大きくなる。したがって抵抗変化率を向上させることが可能である。

【0258】なお前記シードレイヤ22の材質や、反強磁性層4の構成等に関しては、図4、5で説明したものと同様である。

【0259】また前記シードレイヤ22を、エクステ

ンジバイアス層16上に設けても良い。

【0260】図8は、図7に示すシングルスピンバルブ型磁気抵抗効果素子を逆積層した形状である。

【0261】図8に示すようにトラック幅方向（図示X方向）の両側にエクステンジバイアス層16、16が形成され、前記エクステンジバイアス層16、16間は、例えば SiO_2 や Al_2O_3 等の絶縁材料で形成された絶縁層17によって埋められている。

【0262】前記エクステンジバイアス層16及び絶縁層17上にはフリー磁性層1が形成されている。この実施例においても前記エクステンジバイアス層16は成膜段階（熱処理前）において第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15の積層構造で形成されている。

【0263】すなわちまず前記第2の反強磁性層15を形成後、前記第2の反強磁性層15上に第1の反強磁性層14を形成し、前記第1及び第2の反強磁性層14、15の中央付近をエッチング等で除去してエクステンジバイアス層16、16とし、前記エクステンジバイアス層16間を絶縁層17で埋めた後、前記エクステンジバイアス層16及び絶縁層17上にフリー磁性層1を形成する。前記エクステンジバイアス層16を構成する第1の反強磁性層14は、第2の反強磁性層15の元素Xあるいは元素 $X+X'$ の組成比に比べて大きくされ、しかも前記第2の反強磁性層15は熱処理によって不規則格子から規則格子に変態しやすい理想的な組成に近い反強磁性材料で形成されている。なお前記第1の反強磁性層14及び第2の反強磁性層15の元素Xあるいは元素 $X+X'$ の組成比や膜厚等に関しては図2で説明したものと同一である。

【0264】前記フリー磁性層1までを成膜後、熱処理を施す。前記熱処理によってフリー磁性層1との界面では、前記フリー磁性層1の結晶構造等の拘束を受けることなく、エクステンジバイアス層16は不規則格子から規則格子に適切に変態し、前記エクステンジバイアス層16とフリー磁性層1間に交換結合磁界が発生する。熱処理後の前記エクステンジバイアス層16の元素Xあるいは元素 $X+X'$ の原子%のMnに対する比率は、フリー磁性層1に向かうにしたがって増加する領域が存在し、また前記エクステンジバイアス層16の少なくとも一部の結晶構造はCuAu-I型の面心正方規則格子となっており、しかも好ましくは前記フリー磁性層1との界面の少なくとも一部は非整合状態になっている。前記交換結合磁界により前記フリー磁性層1の両側端部は、図示X方向に単磁区化され、フリー磁性層1のトラック幅Tw領域の磁化は、外部磁界に対して反応する程度に図示X方向に適性に揃えられている。なお前記エクステンジバイアス層16を図4で説明した反強磁性層4と同様に3層膜で形成してもよい。この場合には熱処理を施すことによって前記エクステンジバイアス層16には、膜厚方向の中間領域からフリー磁性層1側

に向かうにしたがってMnに対する元素Xあるいは元素 $X+X'$ の原子%の比率が増加する領域と、前記中間領域から前記フリー磁性層1と反対側の面に向かうにしたがってMnに対する元素Xの原子%の比率が増加する領域とが存在する。そして前記エクステンジバイアス層16の少なくとも一部の結晶構造がCuAu-I型の面心正方規則格子であり、好ましくはフリー磁性層1との界面の少なくとも一部が非整合状態にされているか、あるいは前記界面の少なくとも一部で双方の格子定数または結晶配向が異なった構成となっている。

【0265】その後、前記フリー磁性層1上に非磁性中間層2、固定磁性層3、反強磁性層4及び保護層7を積層する。

【0266】本発明では成膜段階（熱処理前）において、前記固定磁性層3の上に第1の反強磁性層14を形成し、さらに前記第1の反強磁性層14の上に第2の反強磁性層15を形成する。成膜段階において、前記第1の反強磁性層14は、第2の反強磁性層15に比べて元素Xあるいは元素 $X+X'$ の組成比が多くされ、好ましくは前記固定磁性層3との界面の少なくとも一部は非整合状態になっており、しかも前記第2の反強磁性層15は、熱処理によって不規則格子から規則格子に変態しやすい理想的な組成に近い反強磁性材料によって形成されている。

【0267】前記第1の反強磁性層14及び第2の反強磁性層15を成膜後、熱処理を施す。前記熱処理を施すことによって、前記反強磁性層4は固定磁性層3との界面において、前記固定磁性層3の結晶構造等の拘束を受けることなく、不規則格子から規則格子に適切に変態し、前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面に交換結合磁界が発生する。前記交換結合磁界によって前記固定磁性層3の磁化は図示Y方向に固定される。

【0268】本発明では、熱処理を施しているときに、前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面で前記固定磁性層3の結晶構造等の拘束を受けることなく、しかも前記反強磁性層4は、不規則格子から規則格子に適切に変態しやすい理想的な組成で形成されているから、前記反強磁性層4と固定磁性層3間で発生する交換結合磁界は従来に比べて大きく、具体的には 7.9×10^4 (A/m)以上を期待することができる。また前記反強磁性層4を成膜段階において図4に示す反強磁性層4と同様に3層膜で形成しても良く、この場合には熱処理を施すことによって前記反強磁性層4には、膜厚方向の中間領域から固定磁性層3側に向かうにしたがってMnに対する元素Xの原子%の比率が増加する領域と、前記中間領域から前記保護層7側に向かうにしたがってMnに対する元素Xの原子%の比率が増加する領域とが存在する。そして前記反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造がCuAu-I型の面心正方規則格子であり、好ましくは固定磁性層3との界面の少なくとも一部が非整合状態にさ

れているか、あるいは前記界面の少なくとも一部で双方の格子定数または結晶配向が異なった構成となっている。

【0269】なおこの実施例においてもシードレイヤ22を用いることができる。前記シードレイヤ22は、反強磁性層4と保護層7間に形成される。前記シードレイヤ22の形成により交換結合磁界を増大させることができる。なお前記シードレイヤ22の材質や反強磁性層4の構成等に関しては図4、5で説明したものと同様である。

【0270】また前記シードレイヤ22を、図8に示すようにエクステンジバイアス層16の下側に形成することが好ましい。前記シードレイヤ22の形成により前記エクステンジバイアス層16の結晶配向を整えることができ、フリー磁性層1との間で適切な交換結合磁界を発生させることが可能である。

【0271】図9は、本発明におけるデュアルスピナル型磁気抵抗効果素子の構造を示す断面図である。

【0272】図9に示すように、下から下地層6、反強磁性層4、固定磁性層3、非磁性中間層2、およびフリー磁性層1が連続して積層されている。さらに前記フリー磁性層1の上には、非磁性中間層2、固定磁性層3、反強磁性層4、および保護層7が連続して積層されている。

【0273】また、下地層6から保護層7までの多層膜の両側にはハードバイアス層5、5、導電層8、8が積層されている。なお、各層は図1ないし図7で説明した材質と同じ材質で形成されている。

【0274】製造方法については図10を参照しながら説明する。成膜段階において2つの反強磁性層4、4を第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15の2層構造にする。前記第1の反強磁性層14は固定磁性層3と接して形成され、また第2の反強磁性層15は前記第1の反強磁性層14に接して形成される。前記第1の反強磁性層14及び第2の反強磁性層15は、上記したX-Mn合金あるいはX-Mn-X'合金で形成される。

【0275】成膜段階において前記第1の反強磁性層14は第2の反強磁性層15の元素Xあるいは元素X+X'の組成比よりも多くされ、好ましくは固定磁性層3との界面の少なくとも一部は非整合状態にされており、また前記第2の反強磁性層は、熱処理によって不規則格子から規則格子に変態しやすい理想的な組成に近い反強磁性材料で形成されている。前記第1の反強磁性層14及び第2の反強磁性層15の元素Xあるいは元素X+X'の組成比及び各反強磁性層の膜厚等は図2で説明したものと同一である。

【0276】成膜後、熱処理を施す。前記熱処理によって、前記反強磁性層4は、固定磁性層3との界面で前記固定磁性層3の結晶構造等の拘束を受けることなく、不規則格子から規則格子に適切に変態し、前記界面で発生

する交換結合磁界により前記固定磁性層3の磁化は図示Y方向に固定される。

【0277】本発明では、成膜段階において固定磁性層3との界面で前記固定磁性層3の結晶構造等の拘束力を受けることのない適切な組成で形成された第1の反強磁性層14と、熱処理によって不規則格子から規則格子に変態するのに理想的な組成で形成された第2の反強磁性層15を形成しているため、熱処理によって固定磁性層3との間で非整合状態を保ちながら適切に不規則格子から規則格子への変態が行なわれ、よって従来よりも大きな交換結合磁界を得ることが可能である。本発明によれば、 7.9×10^4 (A/m)以上の交換結合磁界を期待することができる。

【0278】熱処理後の状態は図11に示されている。図11に示す反強磁性層4には、固定磁性層3に向かうにしたがって、Mnに対する元素Xあるいは元素X+X'の原子%の比率が増加する領域が存在し、また前記反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造はCuAu-I型の面心正方規則格子であり、しかも好ましくは前記固定磁性層3との界面の少なくとも一部は非整合状態にされている。なお前記界面の少なくとも一部では前記反強磁性層4と固定磁性層3との格子定数、あるいは結晶配向が異なっている方が、非整合状態を維持する観点からして好ましい。

【0279】上記のように反強磁性層4に、固定磁性層3に向かうにしたがってMnに対する元素Xあるいは元素X+X'の原子%の比率が増加する領域が存在する理由は、成膜段階において前記反強磁性層4を元素Xあるいは元素X+X'の原子%が大きい第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15とを積層して形成したこと起因する。すなわち熱処理によって前記第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15は組成拡散を起すが前記反強磁性層4が均一化した組成になることはなく、前記第1の反強磁性層14であった部分では、依然として第2の反強磁性層15であった部分に比べて元素Xあるいは元素X+X'の組成比が大きい箇所が存在し、Mnに対する元素Xあるいは元素X+X'の原子%の比率を見ると、固定磁性層3に向かうにしたがって前記比率が増加する領域が発生しているのである。

【0280】また前記反強磁性層4では、固定磁性層3との界面近傍に、前記固定磁性層3に向かうにしたがって前記反強磁性層4の元素Xあるいは元素X+X'の組成比が減少する領域が存在するものと考えられる。これは熱処理によって前記反強磁性層4と固定磁性層3との間で組成拡散を起すためである。同様に、前記反強磁性層4と下地層6あるいは保護層7の間でも前記組成拡散が発生し、前記下地層6との界面近傍、あるいは前記保護層7との界面近傍においても、前記界面に向かうにしたがって前記反強磁性層4の元素Xあるいは元素X+X'の組成比が減少する領域が存在するものと考えられ

る。

【0281】なお前記反強磁性層4の固定磁性層3との界面や前記界面と反対側の面における元素Xあるいは元素X+X'の組成比、あるいは前記反強磁性層4の膜厚等に関しては図3で説明したものと同一である。

【0282】またこの実施例においてもシードレイヤ22を形成することができる。製造方法は図12に示されている。すなわち図12に示すように下地層6上にシードレイヤ22を形成し、さらに前記シードレイヤ22上に、3層膜から成る反強磁性層4を形成するのである。前記反強磁性層4上の膜構成は図10と同様である。

【0283】前記シードレイヤ22上に形成された反強磁性層4は、シードレイヤ22側の層を第3の反強磁性層25とし、固定磁性層3側の層を第1の反強磁性層23とし、前記第1及び第3の反強磁性層23、25の間に挟まれる層を第2の反強磁性層24としている。

【0284】図4で説明したのと同様に、第1ないし第3の反強磁性層をいずれもX-Mn合金あるいはX-Mn-X'合金で形成し、さらに第2の反強磁性層24の元素Xあるいは元素X+X'の組成比を他の2層の元素Xあるいは元素X+X'の組成比に比べて少なくする。さらに上記のように組成比を調整することで前記シードレイヤ22と第3の反強磁性層25との界面の少なくとも一部を非整合状態にでき、同様に固定磁性層3と第1の反強磁性層23との界面の少なくとも一部を非整合状態にできる。また前記各界面の少なくとも一部で双方の格子定数を異ならせてもよい。

【0285】前記シードレイヤ22は、前記固定磁性層3との界面と平行な方向に面心立方晶の(111)面が優先配向したものであり、このようなシードレイヤ22上に形成された各層もまた前記界面と平行な方向に(111)面が配向するものとなる。また前記シードレイヤ22の材質については図4と同様であるが、前記シードレイヤ22は非磁性で高比抵抗材料であることが好ましい。

【0286】図12に示すようにフリー磁性層1よりも図示上側に形成される反強磁性層4は2層膜で形成される。これは図2で説明した構成と全く同一である。ただしフリー磁性層1よりも図示上側に形成される反強磁性層4を前記フリー磁性層1よりも図示下側に形成される反強磁性層1と同様に3層膜で形成してもよい。

【0287】図13は熱処理後の状態を示すデュアルスピナル型磁気抵抗効果素子の模式図である。

【0288】熱処理を施すと、組成的に規則化を促進しやすいフリー磁性層1よりも下側の反強磁性層4の第2の反強磁性層24及びフリー磁性層1よりも上側の反強磁性層4の第2の反強磁性層15が共に規則化を開始し、さらに熱処理による組成拡散によりその他の反強磁性層も非整合状態を保ちながら変態し始め、従来に比べて大きな交換結合磁界を得ることが可能になる。

【0289】また上記した組成拡散により、前記フリー磁性層1よりも下側の反強磁性層4には、固定磁性層3側、及びシードレイヤ22に向かうにしたがって元素Xあるいは元素X+X'のMnに対する原子%の比率が増加する領域が存在し、反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造がCuAu-I型の面心正方晶から成り、さらに(111)面が膜面に優先配向し、しかも好ましくは前記シードレイヤ22及び固定磁性層3との界面の少なくとも一部は非整合状態とされるのである。

【0290】一方、フリー磁性層1よりも上側の反強磁性層4には、固定磁性層3側に向かうにしたがって元素Xあるいは元素X+X'のMnに対する原子%の比率が増加する領域が存在し、反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造がCuAu-I型の面心正方晶から成り、さらに好ましくは固定磁性層3との界面の少なくとも一部は非整合状態とされるのである。また前記フリー磁性層1よりも上側に形成された反強磁性層4の結晶配向も(111)面が膜面に優先配向する。

【0291】またフリー磁性層1の下側の反強磁性層4では、シードレイヤ22との界面及び固定磁性層3との界面では組成拡散を起すと考えられ、したがって前記シードレイヤ22との界面近傍、及び固定磁性層3との界面近傍では、前記各界面に向かうにしたがって反強磁性層4の元素Xあるいは元素X+X'の原子%が減少する領域が存在する。この領域の存在は、シードレイヤ22及び固定磁性層3との界面で前記反強磁性層4が適切に規則化への変態を起したことを意味し、大きな交換結合磁界を得ることが可能になるのである。

【0292】一方、フリー磁性層1の上側に形成される反強磁性層4では、固定磁性層3との界面で組成拡散を起すと考えられ、したがって前記固定磁性層3との界面近傍では、前記界面に向かうにしたがって反強磁性層4の元素Xあるいは元素X+X'の原子%が減少する領域が存在する。またTaなどで形成された保護層7との間でも組成拡散を起す可能性がある。このように保護層7との間でも組成拡散を起した場合には、前記反強磁性層4には、保護層7との界面近傍において前記保護層7に向かうにしたがって元素Xあるいは元素X+X'の原子%が減少する領域が存在する。

【0293】前記シードレイヤ22の形成により、フリー磁性層1より下側の反強磁性層4から前記フリー磁性層1より上側の反強磁性層4までの各層の結晶配向は(111)面が膜面に優先配向し、結晶粒径は大きくなる。そして従来に比べて大きな交換結合磁界、及び抵抗変化率を得ることができるのである。

【0294】なお前記シードレイヤ22の形成は、図12及び図13に示すように、フリー磁性層1よりも下側の反強磁性層4と下地層6間に形成することが、抵抗変化率の向上を促進でき効果的である。なお前記シードレイヤ22は、フリー磁性層1よりも上側の反強磁性層4

と保護層7間に形成されてもよい。

【0295】図14、15は、本発明のAMR型磁気抵抗効果素子の構造を示す断面図である。

【0296】図14に示すように、下から軟磁性層(SAL層)18、非磁性層(SHUNT層)19、および磁気抵抗層(MR層)20が連続して積層されている。

【0297】例えば前記軟磁性層18は、Fe-Ni-Nb合金、非磁性層19は、Ta膜、磁気抵抗層20は、NiFe合金により形成されている。

【0298】前記磁気抵抗層20の上には、トラック幅Twを開けたトラック幅方向(X方向)の両側の部分にエクステンジバイアス層(反強磁性層)21、21が形成されている。導電層は図示しないが、例えば前記エクステンジバイアス層21、21の上に形成される。

【0299】また図15では、トラック幅方向(図示X方向)にトラック幅Twの間隔を開けて一対のエクステンジバイアス層21、21を形成し、前記エクステンジバイアス層21、21間をSiO₂やAl₂O₃等の絶縁材料で形成された絶縁層26によって埋める。

【0300】そして前記エクステンジバイアス層21、21及び前記絶縁層26上に、磁気抵抗層(MR層)20、非磁性層(SHUNT層)19、及び軟磁性層(SAL層)18を積層する。

【0301】製造方法については、成膜段階(熱処理前)において、前記エクステンジバイアス層21、21を第1の反強磁性層14及び第2の反強磁性層15の2層構造で形成する。

【0302】磁気抵抗層20に接する側に第1の反強磁性層14を形成し、前記磁気抵抗層20に前記第1の反強磁性層14を介して、第2の反強磁性層15を形成する。

【0303】図2で説明した場合と同様に、前記第1の反強磁性層14は、第2の反強磁性層15の元素Xあるいは元素X+X'の組成比よりも多くされ、このとき好ましくは磁気抵抗層20との界面の少なくとも一部は非整合状態になっており、また前記第2の反強磁性層15は熱処理によって不規則格子から規則格子に変態しやすい理想的な組成に近い反強磁性材料によって形成されている。なお前記第1の反強磁性層14及び第2の反強磁性層15の元素Xあるいは元素X+X'の組成比及び各反強磁性層の膜厚等に関しては図2に説明したものと同一である。

【0304】熱処理を施すことによって、前記エクステンジバイアス層21、21は前記磁気抵抗層20との界面で非整合状態を保ちながら、不規則格子から規則格子に適切に変態し、前記エクステンジバイアス層21と磁気抵抗層20との界面で交換結合磁界が発生する。

【0305】本発明では、成膜段階において磁気抵抗層20との界面で前記磁気抵抗層20の結晶構造等の拘束を受けることのない組成で形成された第1の反強磁性層

14と、熱処理によって不規則格子から規則格子に変態するのに理想的な組成で形成された第2の反強磁性層15を形成しているの、熱処理によって磁気抵抗層20との間で非整合状態を保ちながら適切に不規則格子から規則格子への変態が行なわれ、よって従来よりも大きな交換結合磁界を得ることが可能である。本発明によれば、 7.9×10^4 (A/m)以上の交換結合磁界を期待することができる。

【0306】またエクステンジバイアス層21は、成膜段階において図4と同様に3層膜で形成してもよい。磁気抵抗層20側に第1の反強磁性層23を形成し、さらに前記第1の反強磁性層23に第2の反強磁性層24、及び第3の反強磁性層25を重ねて形成する。このとき前記第2の反強磁性層24の元素Xあるいは元素X+X'の組成比を第1及び第3の反強磁性層23、25の元素Xあるいは元素X+X'の組成比よりも小さくする。また好ましくは前記第1の反強磁性層23と磁気抵抗層20の界面の少なくとも一部を非整合状態にし、あるいは前記界面の少なくとも一部で双方の格子定数または結晶配向を異ならせる。

【0307】このようにして形成されたエクステンジバイアス層21に対し熱処理を施すと、前記第2の反強磁性層24が規則変態を起し、続いて組成拡散により第1及び第3の反強磁性層23、25も規則変態を起す。そして熱処理後の前記エクステンジバイアス層21には、膜厚方向の中間領域から磁気抵抗層20側に向かうにしたがってMnに対する元素Xの原子%の比率が増加する領域と、前記中間領域から前記磁気抵抗層20と反対側に向かうにしたがってMnに対する元素Xあるいは元素X+X'の原子%の比率が増加する領域とが存在する。

【0308】前記第1ないし第3の反強磁性層23、24、25の組成及び膜厚等に関しては図4に説明したものと同様であり、熱処理後におけるエクステンジバイアス層21の組成及び膜厚等に関しては図5に示す反強磁性層4と同様である。

【0309】またこの実施例においてもシードレイヤ22を使用することができる。前記シードレイヤ22は特に図15の場合に使用することの方が効果がある。すなわちエクステンジバイアス層21、21が磁気抵抗層20の下側に形成される場合に、前記シードレイヤ22を前記エクステンジバイアス層21の下側に形成する。なお図14の場合にもシードレイヤ22を用いても良い。この場合は、前記エクステンジバイアス層21上にシードレイヤ22を形成する。前記シードレイヤ22の形成により、抵抗変化率を向上させることができる。前記シードレイヤ22の結晶構造、材質及びエクステンジバイアス層21の材質、組成、膜厚等に関しては図4、5と同様である。

【0310】上記した図14及び図15に示すAMR素

子では、前記エキスチェンジバイアス層21、21と磁気抵抗層20との界面で発生する交換結合磁界により、図14、15に示す磁気抵抗層20のE領域が、図示X方向に単磁区化される。そしてこれに誘発されて前記磁気抵抗層20のD領域の磁化が図示X方向に揃えられる。また、検出電流が磁気抵抗層20を流れる際に発生する電流磁界が、軟磁性層18にY方向に印加され、軟磁性層18がもたらす静磁結合エネルギーにより、磁気抵抗層20のD領域に横バイアス磁界がY方向に与えられる。X方向に単磁区化された磁気抵抗層20のD領域にこの横バイアス層が与えられることにより、磁気抵抗層20のD領域の磁界変化に対する抵抗変化(磁気抵抗効果特性：H-R効果特性)が直線性を有する状態に設定される。

【0311】記録媒体の移動方向はZ方向であり、図示Y方向に漏れ磁界が与えられると、磁気抵抗層20のD領域の抵抗値が変化し、これが電圧変化として検出される。

【0312】図16は、図1から図11に示す磁気抵抗効果素子が形成された読み取りヘッドの構造を記録媒体との対向面側から見た断面図である。

【0313】符号40は、例えばNiFe合金などで形成された下部シールド層であり、この下部シールド層40の上に下部ギャップ層41が形成されている。また下部ギャップ層41の上には、図1ないし図15に示す磁気抵抗効果素子42が形成されており、さらに前記磁気抵抗効果素子42の上には、上部ギャップ層43が形成され、前記上部ギャップ層43の上には、NiFe合金などで形成された上部シールド層44が形成されている。

【0314】前記下部ギャップ層41及び上部ギャップ層43は、例えばSiO₂やAl₂O₃(アルミナ)などの絶縁材料によって形成されている。図16に示すように、下部ギャップ層41から上部ギャップ層43までの長さがギャップ長G1であり、このギャップ長G1が小さいほど高記録密度化に対応できるものとなっている。

【0315】本発明では上記したように反強磁性層4の膜厚を小さくしてもなお大きな交換結合磁界を発生させることができる。よって磁気抵抗効果素子の膜厚を従来に比べて小さくすることができ、狭ギャップ化により高記録密度化に対応可能な薄膜磁気ヘッドを製造することが可能になっている。

【0316】

【実施例】本発明では、まず下記に示す膜構成から成る積層膜を成膜し、成膜段階(熱処理前)において図2と同様に反強磁性層4を異なる組成比からなる2層(第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15)で形成した場合(実施例)と、図20に示すように前記反強磁性層30を1層で形成した場合(比較例)のサンプルを用意し、各サンプルに同じ諸条件の熱処理を与えたときの、

交換結合磁界(H_{ex})と抵抗変化率(ΔMR)とを測定した。なお熱処理は、200℃以上で2時間以上の条件で行った。

(実施例1)膜構成としては、下から、下地層6：Ta(50)/フリー磁性層1：[Ni₈₀Fe₂₀(45)/Co(5)]/非磁性中間層2：Cu(25)/固定磁性層3：[Co(20)/Ru(8)/Co(15)]/第1の反強磁性層14：Pt₅₈Mn₄₂(10)/第2の反強磁性層：Pt₅₀Mn₅₀(110)/保護層7：Ta(30)

(比較例1)下地層6：Ta(50)/フリー磁性層1：[Ni₈₀Fe₂₀(45)/Co(5)]/非磁性中間層2：Cu(25)/固定磁性層3：[Co(20)/Ru(8)/Co(15)]/反強磁性層30：Pt₅₈Mn₄₂(120)/保護層7：Ta(30)

(比較例2)下地層6：Ta(50)/フリー磁性層1：[Ni₈₀Fe₂₀(45)/Co(5)]/非磁性中間層2：Cu(25)/固定磁性層3：[Co(20)/Ru(8)/Co(15)]/反強磁性層30：Pt₄₆Mn₅₄(120)/保護層7：Ta(30)

(比較例3)下地層6：Ta(50)/フリー磁性層1：[Ni₈₀Fe₂₀(45)/Co(5)]/非磁性中間層2：Cu(25)/固定磁性層3：[Co(20)/Ru(8)/Co(15)]/反強磁性層30：Pt₅₀Mn₅₀(120)/保護層7：Ta(30)

(比較例4)下地層6：Ta(50)/フリー磁性層1：[Ni₈₀Fe₂₀(45)/Co(5)]/非磁性中間層2：Cu(25)/固定磁性層3：[Co(20)/Ru(8)/Co(15)]/反強磁性層30：Pt₅₂Mn₄₈(120)/保護層7：Ta(30)なお上記括弧中の数値は膜厚を表わしており、単位はオングストロームである。またNiFe合金及びPtMn合金の下付きの数値は組成比を示し、at%である。

【0317】上記のように各サンプルは、反強磁性層以外の層は同じ層構成で形成されている。また反強磁性層の膜厚は、全て同じ120Åとした(実施例1の場合は第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15を総合した膜厚)。

【0318】

【表1】

表 1

	実施例 1	比較例 1	比較例 2	比較例 3	比較例 4
強磁性層との界面	非整合が非常に強い	非整合が非常に強い	整合が強い	非整合が弱い	非整合が比較的強い
(Hex)	17.4×10^4 (A/m)	1.2×10^4 (A/m)	0.79×10^4 (A/m)	6.48×10^4 (A/m)	8.37×10^4 (A/m)
抵抗変化率	8.3 %	5.5 %	5.0 %	8.0 %	8.1 %
PtMn の特徴	非整合を非常に強くした状態で、バルクの理想組成 (Pt50-Mn50) を全体の 9 割以上用いている。	非整合は非常に強く好ましいが、Pt が多すぎ、反強磁性の性質になりにくい。	整合が強く、かつ Pt も少ないので、反強磁性の性質になりにくい。	組成はバルクの理想組成だが、非整合が弱いので、十分でない。	非整合を比較的強くしつつ、組成もバルクの理想組成に近い。単層組成 PtMn のベスト組成。

【0319】表 1 は各サンプルに熱処理を施した後の実験結果が示されている。[強磁性層との界面]欄に示すように、実施例 1 及び比較例 1 では、固定磁性層 3 との界面での界面状態は、非常に強い非整合となっているが、一方、比較例 2、3 では、整合状態になりやすくなっている。また比較例 4 では、非整合状態がそれほど強くない。

【0320】界面構造を非整合状態にするには、PtMn 合金に占める Pt 量を増やす必要があるが、実施例 1 及び比較例 1 では、固定磁性層との界面に接する反強磁性層の Pt 量は 58 (at%) であるのに対し、比較例 2、3、4 では、それよりも少ない Pt 量であるため上記のような結果が出たのである。

【0321】次に[交換結合磁界 (Hex)]欄を見てみ

ると、実施例 1 では 17.4×10^4 (A/m) と非常に大きい交換結合磁界を生じたのに対し、比較例 1、2 では極端に前記交換結合磁界が小さくなる。比較例 3、4 は、比較例 1、2 より大きい交換結合磁界を生じるが、実施例 1 には満たない。

【0322】大きい交換結合磁界を生じさせるには、まず反強磁性層が、熱処理を施したときに不規則格子から規則格子に変態しやすい理想的な組成比に近い PtMn 合金で形成されている必要がある。理想的な組成比とは $Pt_{50}Mn_{50}$ である。

【0323】ただし変態しやすい理想的な組成比で形成するだけではならず、固定磁性層との界面が非整合状態とされていることも重要である。整合されていると、熱処理の際に反強磁性層の変態が固定磁性層の結晶構造に拘束されてしまい適切な変態ができないからである。

【0324】上記の 2 つの条件を満たしているのは、実施例 1 だけである。すなわち成膜段階 (熱処理前) において第 1 の反強磁性層と固定磁性層との界面は非整合状態に保たれ、第 2 の反強磁性層は理想的な組成で形成されているからである。一方比較例 1 では、固定磁性層との界面が非整合状態に保たれているものの、Pt 量が多すぎて理想的な組成から離れ、熱処理を施しても反強磁性の性質になりにくい。また比較例 2 では、固定磁性層の界面が整合状態で、且つ Pt 量が少なすぎて理想的な組成から離れ、熱処理を施しても反強磁性層の性質になりにくい。比較例 3 では、理想的な組成で形成されているものの、固定磁性層との界面が整合し、熱処理を施しても適切に不規則格子から規則格子への変態が起こり難くなっている。比較例 4 は、理想的な組成に近く、また固定磁性層との界面も比較的に非整合状態になりやすくなっているため、比較例の中では最も大きな交換結合磁界が発生するものの、実施例 1 に比べると、Pt 量が多く、また非整合状態が弱いために交換結合磁界が実施例 1 に比べて小さくなっている。

【0325】本発明では、成膜段階において、固定磁性層との界面側には、非整合状態となりやすい組成で形成された第 1 の反強磁性層 14 を形成し、前記固定磁性層に第 1 の反強磁性層 14 を介して理想的な組成で形成された第 2 の反強磁性層 15 を形成しているために、熱処理を施しても、非整合状態を保ちながら適切に不規則格子から規則格子への変態を起し、比較例に比べて大きな交換結合磁界を得ることに成功したのである。また[抵抗変化率]欄を見ても実施例 1 が比較例に比べて大きくなることがわかる。

【0326】次に本発明では、反強磁性層のトータル膜厚と交換結合磁界 (Hex) との関係について調べた (図 17)。実験に用意した成膜段階 (熱処理前) におけるサンプルは以下の 2 つであり、実施例 2 の膜構成は図 2 と同じであり、比較例 5 の膜構成は図 20 と同じである。

(実施例2) 膜構成としては、下から、下地層6: Ta (50) / フリー磁性層1: [Ni₈₀Fe₂₀ (45) / Co (5)] / 非磁性中間層2: Cu (25) / 固定磁性層3: [Co (20) / Ru (8) / Co (15)] / 第1の反強磁性層14: Pt₅₈Mn₄₂ (10) / 第2の反強磁性層: Pt₅₀Mn₅₀ (X-10) / 保護層7: Ta (30)

(比較例5) 下地層6: Ta (50) / フリー磁性層1: [Ni₈₀Fe₂₀ (45) / Co (5)] / 非磁性中間層2: Cu (25) / 固定磁性層3: [Co (20) / Ru (8) / Co (15)] / 反強磁性層30: Pt₅₂Mn₄₈ (X) / 保護層7: Ta (30) なお上記括弧中の数値は膜厚を表わしており、単位はオングストロームである。またNiFe合金及びPtMn合金の下付きの数値は組成比を示し、at%である。

【0327】実施例2では、上記の膜構成に示すように、第1の反強磁性層14の膜厚を10Åで固定し、第2の反強磁性層15の膜厚を増減させている。

【0328】上記の各サンプルに熱処理を施した後、交換結合磁界(H_{ex})の大きさを測定した。図17に示すように、PtMn合金のトータル膜厚が大きくなればなるほど、実施例1及び比較例5ともに交換結合磁界は大きくなることがわかる。

【0329】実施例の場合、PtMn合金のトータル膜厚を厚くしていくと、換言すれば、第2の反強磁性層15の膜厚を大きくしていくと、比較例5に比べ急激に交換結合磁界は大きくなり、トータル膜厚が80Å以上になると、 7.9×10^4 (A/m) 以上の交換結合磁界を得ることができるとわかる。

【0330】一方、比較例5の場合、反強磁性層30の膜厚が120Å程度以上になると、 7.9×10^4 (A/m) 以上の交換結合磁界を生じるが、実施例2と同じ交換結合磁界を得るには、前記反強磁性層30の膜厚を実施例2に比べて大きくしなければならないことがわかる。

【0331】ところでこの実験から、実施例2のように、成膜段階において反強磁性層4を第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15の2層で構成した場合、熱処理を施したときに不規則格子から規則格子に変態しやすい理想的な組成に近い反強磁性材料で形成された第2の反強磁性層15を、所定膜厚以上で形成しなければならないことがわかる。

【0332】本発明では図17に示す実験結果から、反強磁性層のトータル膜厚を80Å以上にすれば 7.9×10^4 (A/m) 以上の交換結合磁界を得られることがわかり、このとき第1の反強磁性層14の膜厚が10Åであることから、第2の反強磁性層15の膜厚を70Å以上に規定した。

【0333】次に本発明では、反強磁性層を成膜段階(熱処理前)において、第1の反強磁性層14と第2の

反強磁性層15の2層で構成した場合における第1の反強磁性層の膜厚と、交換結合磁界(H_{ex})との関係について調べた(図18)。実験に用意したサンプルの膜構成は、図2と同じである。

(実施例3) 膜構成としては、下から、下地層6: Ta (50) / フリー磁性層1: [Ni₈₀Fe₂₀ (45) / Co (5)] / 非磁性中間層2: Cu (25) / 固定磁性層3: [Co (20) / Ru (8) / Co (15)] / 第1の反強磁性層14: Pt₅₈Mn₄₂ (X) / 第2の反強磁性層: Pt₅₀Mn₅₀ (120-X) / 保護層7: Ta (30) なお上記括弧中の数値は膜厚を表わしており、単位はオングストロームである。またNiFe合金及びPtMn合金の下付きの数値は組成比を示し、at%である。

【0334】第1の反強磁性層14の膜厚が異なる複数のサンプルを用意し、各サンプルに熱処理を施して交換結合磁界(H_{ex})の大きさを測定した。図18に示すように、前記第1の反強磁性層14の膜厚Xが、3Åから30Åの範囲内であると、交換結合磁界は 7.9×10^4 (A/m) 以上になることがわかる。

【0335】前記第1の反強磁性層14は、固定磁性層3との界面で非整合状態を保つためにPt量が多くされており、実施例では58(at%)である。この組成は非整合状態を保つには良好な組成といえるが、一方、熱処理により不規則格子から規則格子に変態しづらく、反強磁性は帯び難くなっている。このため、前記第1の反強磁性層14の膜厚が厚くなりすぎると、変態し難い領域が多くなると考えられ、図18に示す実験結果からも明らかなように著しい交換結合磁界の減少を招く。

【0336】これに対し、前記第1の反強磁性層14を3Å以上30Å以下に設定すると、交換結合磁界を大きくできるのは、熱処理によって第1の反強磁性層14と、元々変態を起し易い第2の反強磁性層15との間で組成拡散が発生し、この組成拡散は上記の膜厚範囲内であれば第1の反強磁性層14のほぼ全域にわたって起こるものと考えられる。そしてこの組成拡散により、第1の反強磁性層14の領域では成膜段階よりもPt量が減少し、規則変態が生じ易くなり、大きな交換結合磁界が発生するものと考えられる。

【0337】このように本発明において大きな交換結合磁界を生じさせるには、図17で説明したように、熱処理によって不規則格子から規則格子に変態しやすい理想的な組成に近い反強磁性材料で形成された第2の反強磁性層15を70Å以上で形成し、図18で説明したように、成膜段階において固定磁性層との界面で非整合状態を維持するためにPt量が多くされた第1の反強磁性層14を3Å以上30Å以下で形成する必要がある。

【0338】この結果、第1の反強磁性層14の膜厚を3Åとし、第2の反強磁性層15の膜厚を70Åとすれば、交換結合磁界は 7.9×10^4 (A/m) 以上にな

り、この際の反強磁性層4のトータル膜厚は73 Åである。本発明では、この実験結果により、熱処理後における反強磁性層4の膜厚を73 Å以上と設定した。

【0339】このように本発明では、反強磁性層4の膜厚を73 Å以上にすればよいので、従来に比べて反強磁性層の膜厚を小さくすることが可能になり、狭ギャップ化を図ることができる。

【0340】次に本発明では、反強磁性層を成膜段階（熱処理前）において、第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15の2層で構成した場合における第1の反強磁性層の組成比と、交換結合磁界（ H_{ex} ）との関係について調べた（図19）。実験に用意したサンプルの膜構成は、図2と同じである。

（実施例4）膜構成としては、下から、下地層6：Ta（50）／フリー磁性層1：[Ni₈₀Fe₂₀（45）／Co（5）]／非磁性中間層2：Cu（25）／固定磁性層3：[Co（20）／Ru（8）／Co（15）]／第1の反強磁性層14：Pt_(x)Mn_(100-x)（10）／第2の反強磁性層：Pt₅₀Mn₅₀（120-X）／保護層7：Ta（30）なお上記括弧中の数値は膜厚を表わしており、単位はオングストロームである。またNiFe合金及びPtMn合金の下付きの数値は組成比を示し、at%である。

【0341】第1の反強磁性層14の組成比が異なる複数のサンプルを用意し、各サンプルのに熱処理を施して交換結合磁界（ H_{ex} ）の大きさを測定した。なお熱処理は、200℃以上で2時間以上の条件で行った。図19に示すように、前記第1の反強磁性層14のPt量が53 at%以上65 at%以下の範囲内であると、交換結合磁界は 7.9×10^4 (A/m) 以上になることがわかる。

【0342】前記第1の反強磁性層14のPt量が53 at%～65 at%の範囲内で、大きな交換結合磁界を生じ得る理由は、上記範囲内であると第1の反強磁性層14と固定磁性層3との界面を適切に非整合状態にすることができるからである。

【0343】ただし前記Pt量が65 at%以上を越えると、交換結合磁界が小さくなることがわかる。これ

は、これほど多くのPtが含有されていると、熱処理によって第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15との間で組成拡散が起こっても、前記組成拡散により第1の反強磁性層14の領域でのPt量は変態を適切に起せるほど低下せず、よって交換結合磁界が低下するものと考えられる。

【0344】またPt量を55 (at%) 以上60 (at%) 以下にすれば、より大きな交換結合磁界を得ることがわかり、具体的には 11.85×10^4 (A/m) 以上の交換結合磁界を得ることができる。またPt量を53 at%よりも小さくすると、反強磁性層4の格子定数が固定磁性層3の格子定数に近づくために、界面を非整合状態にしにくく、交換結合磁界が小さくなってしまう。

【0345】次に本発明では、成膜段階（熱処理前）において別の方法で反強磁性層4を形成したサンプルを用意し（実施例5）、前記サンプルを熱処理した際に発生する交換結合磁界（ H_{ex} ）を測定した。

【0346】前記反強磁性層4以外の各層の材質及び膜厚は、上記した実施例1ないし3と同じである。この実験では、前記反強磁性層4を固定磁性層3上に成膜する際に、PtMn合金で形成されたターゲットを用意し、スパッタガス圧を低い状態から高い状態に徐々に変化させて前記反強磁性層4を成膜した。前記反強磁性層4の膜厚方向への組成比を測定してみると、固定磁性層3との界面近傍ではPt₅₈Mn₄₂となっており、前記界面から離れるにしたがって徐々にPt量は減少し、前記界面と反対側の面近傍ではPt₄₈Mn₅₂となっていた。

【0347】比較例5として、反強磁性層30全体の組成がPt₅₂Mn₄₈からなる積層膜を形成した。なお前記反強磁性層30以外の各層の材質及び膜厚等は上記した比較例1ないし4と同じである。

【0348】上記の実施例5と比較例5の各サンプルを成膜した後、熱処理を施して交換結合磁界を測定した。その実験結果を表2に示す。なお熱処理は、200℃以上で2時間以上の条件で行った。

【0349】

【表2】

表 2

	実施例 5	比較例 5
強磁性層との界面	非整合が非常に強い	非整合が比較的強い
Hex *	16.43×10^4 (A/m)	8.37×10^4 (A/m)
抵抗変化率	8.4 %	8.1 %
PtMn の特徴	非整合を非常に強くした状態で組成変調させることにより、バルクの理想組成付近を膜の多くに用いている。	非整合を比較的強くしつつ、組成もバルクの理想組成に近い。単層組成 PtMn のベスト組成。

【0350】表2の[強磁性層との界面]欄に示すように、実施例5の場合は、反強磁性層4と固定磁性層3との界面構造は非整合状態が強くなっており、比較例5の場合も、前記界面構造は非整合状態になりやすいものの実施例5の場合に比べると弱くなっている。

【0351】また抵抗変化率 (ΔMR) には、実施例5と比較例5にはそれほど大きな差はない。

【0352】実施例5と比較例5の大きな相違点は、実施例5における交換結合磁界 (H_{ex}) は比較例5の交換結合磁界の約2倍になっている点である。

【0353】このように実施例5において大きな交換結合磁界を発揮し得るのは、まず固定磁性層との界面近傍では前記反強磁性層4の組成比は $Pt_{58}Mn_{42}$ と Pt 量が多くなっており、前記界面において適切に非整合状態が保たれていること、及び膜厚方向に対し組成変調させることによって、熱処理により不規則格子から規則格子に変態する理想的な組成に近い領域が膜の大部分を占めるために、適切な前記変態が行なわれることが理由であると考えられる。

【0354】次に本発明では、いわゆるデュアルスピンバルブ型磁気抵抗効果素子における反強磁性層4を成膜段階において第1の反強磁性層14と第2の反強磁性層15の積層構造とした場合(実施例6)と、前記反強磁性層を単層で形成した場合(比較例6)での交換結合磁界 (H_{ex}) を測定した。

(実施例6) 膜構成としては、下から、第2の反強磁性層15: $Pt_{50}Mn_{50}$ (83) / 第1の反強磁性層14: $Pt_{58}Mn_{42}$ (7) / 固定磁性層3: $[Co(15) / Ru(8) / Co(20)]$ / 非磁性中間層2: $Cu(22)$ / フリー磁性層1: $Co(20)$ / 非磁性中間層2: $Cu(22)$ / 固定磁性層3: $[Co(20) / Ru(8) / Co(15)]$ / 第1の反強磁性層14: $Pt_{58}Mn_{42}$ (7) / 第2の反強磁性層: $Pt_{50}Mn_{50}$ (83) / 保護層7: $Ta(10)$

(比較例6) 膜構成としては、下から、反強磁性層30: $Pt_{50}Mn_{50}$ (90) / 固定磁性層3: $[Co(15) / Ru(8) / Co(20)]$ / 非磁性中間層2: $Cu(22)$ / フリー磁性層1: $Co(20)$ / 非磁性中間層2: $Cu(22)$ / 固定磁性層3: $[Co(20) / Ru(8) / Co(15)]$ / 反強磁性層30: $Pt_{50}Mn_{50}$ (90) / 保護層7: $Ta(10)$ なお上記括弧中の数値は膜厚を表わしており、単位はオングストロームである。また $NiFe$ 合金及び $PtMn$ 合金の下付きの数値は組成比を示し、at%である。

【0355】上記の実施例6と比較例6の各サンプルを成膜した後、熱処理を施して交換結合磁界を測定した。その実験結果を表3に示す。なお熱処理は、200℃以上で2時間以上の条件で行った。

【0356】

【表3】

表 3

	実施例 6	比較例 6
強磁性層との界面	非整合が非常に強い	非整合が比較的強い
Hex*	15.96×10^4 (A/m)	10.59×10^4 (A/m)
抵抗変化率	140 %	134 %
PtMn の特徴	非整合を非常に強くした状態で、バルクの理想組成 (Pt50-Mn50) を全体の 9 割以上用いている。	非整合を比較的強くしつつ、組成もバルクの理想組成に近い。単層組成 PtMn のベスト組成。

【0357】表3の[強磁性層との界面]欄に示すように、実施例6の場合は、反強磁性層4と固定磁性層3との界面構造は非整合状態が強くなっており、比較例6の場合も、前記界面構造は非整合状態になりやすいものの実施例6の場合に比べると弱くなっている。

【0358】また抵抗変化率 (ΔMR) には、実施例6と比較例6にはそれほど大きな差はない。

【0359】実施例6と比較例6の大きな相違点は、実施例6における交換結合磁界 (Hex) は比較例6に比べて非常に大きくなっている点である。

【0360】このように実施例6において大きな交換結合磁界を発揮し得るのは、まず固定磁性層との界面が第1の反強磁性層14の形成により非整合状態にされていること、及び前記固定磁性層3に第1の反強磁性層14を介して熱処理により不規則格子から規則格子に変態しやすい理想的な組成の第2の反強磁性層15が形成されており、よって熱処理によって非整合状態を保ちながら適切な前記変態が行なわれることが理由であると考えられる。

【0361】次に本発明では、図4で説明したシードレイヤ22を用いた積層膜を4種類形成し、そのうち前記シードレイヤ22との界面を非整合状態にしたサンプル（実施例7, 8）を2種類用意し、残りの2種類のサンプル（比較例7, 8）を、前記シードレイヤ22との界面を整合状態にして、各サンプルに熱処理を施した際に発生する交換結合磁界 (Hex) 及び抵抗変化率 (ΔMR) 等を測定した。実施例7, 8における膜構成は図4と同じであり、比較例7, 8における膜構成は、図21と同じである。

（実施例7）膜構成としては、下から、下地層6：Ta（50）／シードレイヤ22：Ni₈₀Fe₂₀（30）／反強磁性層4[第3の反強磁性層25：Pt₅₈Mn₄₂（10）／第2の反強磁性層24：Pt₅₀Mn₅₀（100）／第1の反強磁性層23：Pt₅₈Mn₄₂（10）]／固定磁性層3[Co（15）／Ru（8）／Co

（20）]／非磁性中間層2：Cu（22）／フリー磁性層1[Co（5）／Ni₈₀Fe₂₀（45）]／保護層7：Ta（30）

（実施例8）膜構成としては、下から、下地層6：Ta（50）／シードレイヤ22：Ni₈₀Fe₁₀Cr₃₀（30）／反強磁性層4[第3の反強磁性層25：Pt₅₈Mn₄₂（10）／第2の反強磁性層24：Pt₅₀Mn₅₀（100）／第1の反強磁性層23：Pt₅₈Mn₄₂（10）]／固定磁性層3[Co（15）／Ru（8）／Co（20）]／非磁性中間層2：Cu（22）／フリー磁性層1[Co（5）／Ni₈₀Fe₂₀（45）]／保護層7：Ta（30）

（比較例7）膜構成としては、下から、下地層6：Ta（50）／シードレイヤ22：Ni₈₀Fe₂₀（30）／反強磁性層31：Pt₅₀Mn₅₀（120）／固定磁性層3[Co（15）／Ru（8）／Co（20）]／非磁性中間層2：Cu（22）／フリー磁性層1[Co（5）／Ni₈₀Fe₂₀（45）]／保護層7：Ta（30）

（比較例8）膜構成としては、下から、下地層6：Ta（50）／シードレイヤ22：Ni₈₀Fe₁₀Cr₃₀（30）／反強磁性層31：Pt₅₀Mn₅₀（120）／固定磁性層3[Co（15）／Ru（8）／Co（20）]／非磁性中間層2：Cu（22）／フリー磁性層1[Co（5）／Ni₈₀Fe₂₀（45）]／保護層7：Ta（30）なお上記括弧中の数値は膜厚を表わしており、単位はオングストロームである。またNiFe合金及びPtMn合金の下付きの数値は組成比を示し、at%である。

【0362】上記膜構成で形成された各サンプルを形成した後、熱処理を施して交換結合磁界 (Hex) 及び抵抗変化率 (ΔMR) 等を測定した。その実験結果を表4に示す。なお熱処理は、200℃以上で2時間以上の条件で行った。

【0363】
【表4】

表 4

	実施例 7	実施例 8	比較例 7	比較例 8
シード層との界面	非整合が非常に強い	非整合が非常に強い	整合に近い	整合に近い
シード層の飽和磁化	0.9 T	非磁性	0.9 T	非磁性
シード層の比抵抗	25 $\mu\Omega \cdot \text{cm}$	160 $\mu\Omega \cdot \text{cm}$	25 $\mu\Omega \cdot \text{cm}$	160 $\mu\Omega \cdot \text{cm}$
シード層の結晶構造	面心立方が多く、 (111)配向が強い	面心立方が多く、 (111)配向が強い	面心立方が多く、 (111)配向が強い	面心立方が多く、 (111)配向が強い
強磁性層との界面	非整合が非常に強い	非整合が非常に強い	整合に近い	整合に近い
Hex*	18.2 $\times 10^4$ A/m	18.5 $\times 10^4$ A/m	6 $\times 10^4$ A/m	6.5 $\times 10^4$ A/m
抵抗変化率	7.8 %	10.2 %	8.1 %	10.3 %
シード層の役割 (メリット)	シード層は面心立方構造が多く、最稠密面の{111}面が強く配向しているため、PtMn からフリー層までの結晶配向も{111}が比較的強くなり、結晶粒径も大きくなる。但し、シード層とPtMnが整合してしまうと、Hex*が得にくくなる。その変り、整合した方がフリー層までの{111}配向が非常に強くなり、結晶粒径もより大きくなるので、抵抗変化率はより大きくなる。従って、Hex*と抵抗変化率を両立するには、シード層とPtMnを非整合にした状態で、PtMnからフリー層までの{111}配向を比較的強くすると良い。実施例 8 がそうになっている。			
PtMn の特徴	非整合を非常に強くした状態でバルクの理想組成(Pt50-Mn50)を中心付近に用いている。	非整合を非常に強くした状態でバルクの理想組成(Pt50-Mn50)を中心付近に用いている。	組成はバルクの理想だが、整合に近いので、不十分。	組成はバルクの理想だが、整合に近いので、不十分。
抵抗変化率の特徴	シード層の比抵抗が小さいので、その分、大きくなる。	シード層の比抵抗が大きいので、大きい。	シード層の比抵抗が小さいので、その分、大きくなる。	シード層の比抵抗が大きいので、大きい。

【0364】表 4 に示すように、まず「シード層の役割」欄では、実施例 7、8 及び比較例 7、8 全て同じであり、本発明におけるシードレイヤ 22 は、主として面心立方構造から成り、しかも界面と平行な方向に (111) 面が優先配向されている。このため前記シードレイヤ 22 上に形成される反強磁性層からフリー磁性層 1 までの各層もまた界面方向に (111) 面が優先配向し、結晶粒径も大きくなる。このため表 4 に示すように、各サンプルにおいて大きな抵抗変化率を得ることが可能になっている。

【0365】なお実施例 7 に比べて実施例 8 の方が抵抗変化率が大きく、また比較例 7 に比べて比較例 8 の方が抵抗変化率が大きくなるのは、実施例 7 及び比較例 7 では、シードレイヤ 22 が $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ からなる合金で形

成されるために前記シードレイヤ 22 の比抵抗は低く、一方、実施例 8 及び比較例 8 では、前記シードレイヤ 22 が $\text{Ni}_{60}\text{Fe}_{10}\text{Cr}_{30}$ で形成され非磁性で Cr を添加した組成であるために、前記シードレイヤ 22 の比抵抗は高くなっているからである。

【0366】実施例 7 及び比較例 7 では比抵抗が低いことによりセンス電流が前記シードレイヤ 22 にも分流するのに対し、実施例 8 及び比較例 8 ではそのようなことがなく、よって実施例 8 及び比較例 8 の方が、実施例 7 及び比較例 7 に比べて抵抗変化率が高くなる。

【0367】次に交換結合磁界について説明すると、実施例 7、8 の方が比較例 7、8 に比べて非常に高くなっていることがわかる。これは実施例 7、8 では、シードレイヤ 22 との界面及び固定磁性層 3 との界面構造が、

第3の反強磁性層25及び第1の反強磁性層23の存在により非整合状態にされているからである。一方、比較例7、8では、反強磁性層31が、熱処理によって不規則格子から規則格子に変態しやすい理想的な組成で形成されているものの前記シードレイヤ22及び固定磁性層3の界面が整合されているために、熱処理によって前記変態が起こり難くなり、交換結合磁界が小さくなってしまう。

【0368】この実験結果により、抵抗変化率及び交換結合磁界の双方を満足するには次のことが言える。すなわちシードレイヤ22を、反強磁性層の固定磁性層3との界面と反対側の面に形成し、しかも前記シードレイヤ22を非磁性で比抵抗の大きい材料で形成することで、抵抗変化率を高めることができる。また反強磁性層4を成膜段階において3層膜で形成し、前記3層膜のうち、固定磁性層3に接する第1の反強磁性層23及びシードレイヤ22に接する第3の反強磁性層25のPt量を多くして、前記固定磁性層3及びシードレイヤ22との界面で非整合状態を保ち、また前記第1及び第3の反強磁性層23、25間に形成される第2の反強磁性層24を、熱処理によって不規則格子から規則格子に変態しやすい理想的な組成で形成するのである。これによって交換結合磁界(H_{ex})を向上させることが可能である。

【0369】なお前記第1及び第3の反強磁性層23、25の膜厚及び組成比の範囲は、上記した図18及び図19の実験結果と同様に、3Å以上30Å以下であり、Pt量が53at%以上65at%以下であることが好ましい。また前記第2の反強磁性層24の膜厚は、図17の実験結果と同様に70Å以上であることが好ましい。

【0370】

【発明の効果】以上詳述したように本発明における交換結合膜では、反強磁性層は、元素X（ただしXは、Pt、Pd、Ir、Rh、Ru、Osのうち1種または2種以上の元素である）とMnとを含有する反強磁性材料で形成され、前記反強磁性層には、Mnに対する元素Xの原子%の比率が、強磁性層側に向かうにしたがって増加する領域が存在し、また前記反強磁性層の少なくとも一部の結晶構造が、CuAu-I型の面心正方規則格子となっている。このとき好ましくは前記強磁性層との界面の少なくとも一部は、非整合状態となっている。

【0371】このため本発明では熱処理によって適切に不規則格子から規則格子へ変態が行なわれており、従来に比べて大きな交換結合磁界を得ることができる。

【0372】また本発明では、前記界面の少なくとも一部で、反強磁性層と固定磁性層との格子定数が異なっていたり、あるいは結晶配向が異なっていると、前記界面で非整合状態になりやすく、大きな交換結合磁界を得ることができる。

【0373】上記した交換結合膜は熱的安定性に優れ、

このような交換結合膜を磁気抵抗効果素子に使用することで、駆動時における高温の環境下においても前記磁気抵抗効果素子を適切に作動させることができ、大きい抵抗変化率を維持することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の第1実施形態のシングルスピナルブ型磁気抵抗効果素子の構造をABS面側から見た断面図、

【図2】本発明における積層膜の成膜段階（熱処理前）の構造を示す模式図、

【図3】図2に示す積層膜に熱処理を施した後の前記積層膜の構造を示す模式図、

【図4】シードレイヤを用いた本発明における積層膜の成膜段階（熱処理前）の構造を示す模式図、

【図5】図4に示す積層膜に熱処理を施した後の前記積層膜の構造を示す模式図、

【図6】本発明の第2実施形態のシングルスピナルブ型磁気抵抗効果素子の構造をABS面側から見た断面図、

【図7】本発明の第3実施形態のシングルスピナルブ型磁気抵抗効果素子の構造をABS面側から見た断面図、

【図8】本発明の第4実施形態のシングルスピナルブ型磁気抵抗効果素子の構造をABS面側から見た断面図、

【図9】本発明の第5実施形態のデュアルスピナルブ型磁気抵抗効果素子の構造をABS面側から見た断面図、

【図10】デュアルスピナルブ型の積層膜の成膜段階の構造を示す模式図、

【図11】図10に示す積層膜に熱処理を施した後の前記積層膜の構造を示す模式図、

【図12】シードレイヤを用いたデュアルスピナルブ型の積層膜の成膜段階の構造を示す模式図、

【図13】図12に示す積層膜に熱処理を施した後の前記積層膜の構造を示す模式図、

【図14】本発明の第6実施形態のAMR型磁気抵抗効果素子の構造をABS面側から見た断面図、

【図15】本発明の第7実施形態のAMR型磁気抵抗効果素子の構造をABS面側から見た断面図、

【図16】本発明における薄膜磁気ヘッド（再生ヘッド）の構造を示す部分断面図、

【図17】反強磁性層を第1の反強磁性層と第2の反強磁性層で形成した場合の、前記反強磁性層のトータル膜厚と、交換結合磁界(H_{ex})との関係を示すグラフ、

【図18】反強磁性層を第1の反強磁性層と第2の反強磁性層で形成した場合の、前記第1の反強磁性層の膜厚と、交換結合磁界(H_{ex})との関係を示すグラフ、

【図19】反強磁性層を第1の反強磁性層と第2の反強磁性層で形成し、前記第1の反強磁性層を Pt_xMn

$100-x$ で形成した場合のPt量(X)と交換結合磁界(H_{ex})との関係を示すグラフ、

【図20】実験用の従来のシングルスピンバルブ型磁気抵抗効果素子の構造を示す模式図、

【図21】実験用の従来のシングルスピンバルブ型磁気抵抗効果素子にシードレイヤを用いた構造を示す模式図、

【符号の説明】

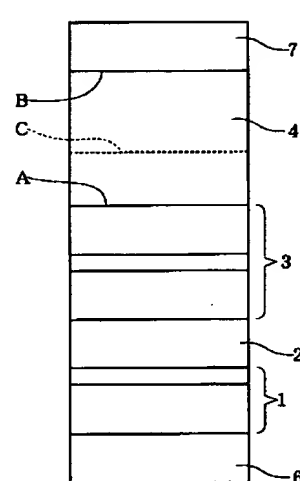
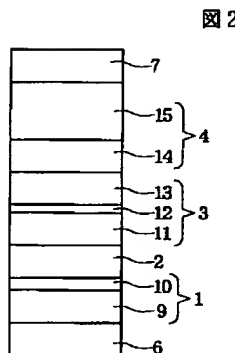
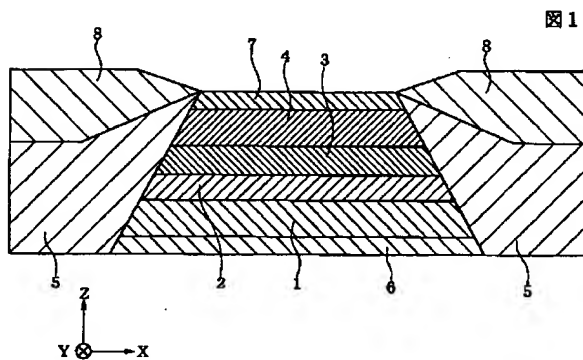
- 1 フリー磁性層
- 2 非磁性中間層
- 3 固定磁性層
- 4 反強磁性層
- 5 ハードバイアス層

- 6 下地層
- 7 保護層
- 8 導電層
- 14、23 第1の反強磁性層
- 15、24 第2の反強磁性層
- 16、21 エクステンジバイアス層
- 17、26 絶縁層
- 18 軟磁性層(SAL層)
- 19 非磁性層(SHUNT層)
- 20 磁気抵抗層(MR層)
- 22 シードレイヤ
- 25 第3の反強磁性層
- 42 磁気抵抗効果素子

【図1】

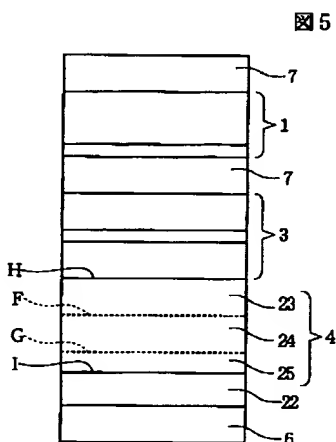
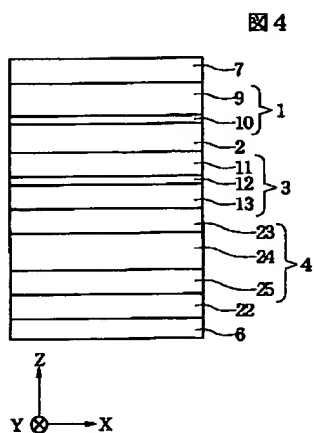
【図2】

【図3】

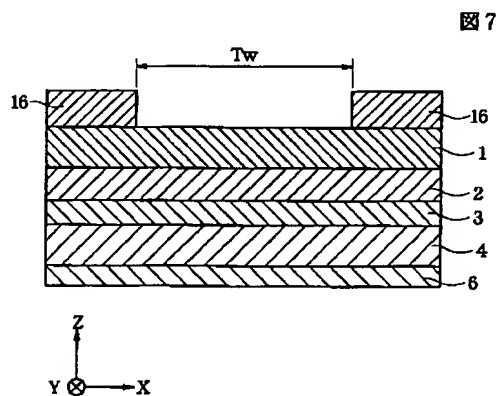


【図4】

【図5】



【図7】



【図6】

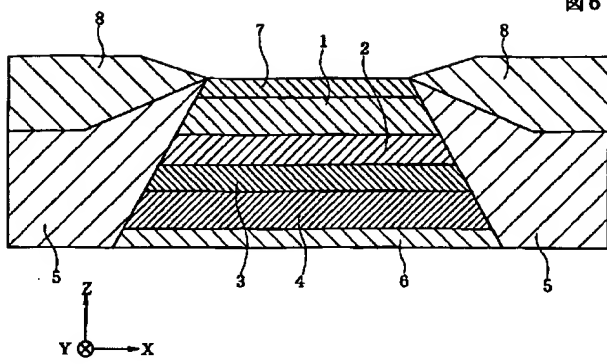


図6

【図8】

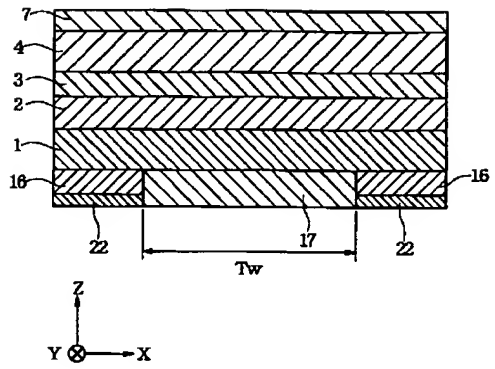


図8

【図9】

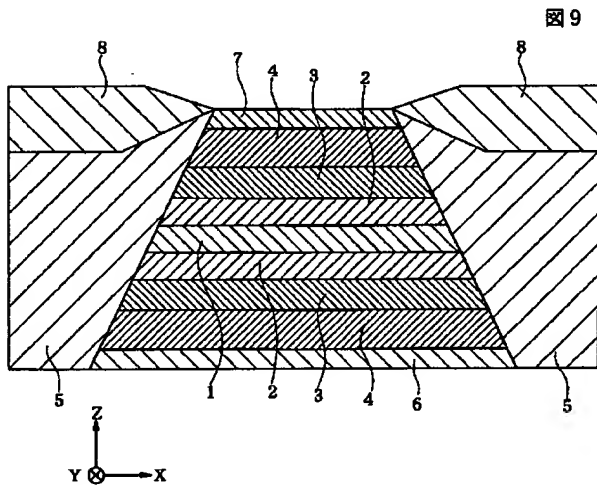


図9

【図10】

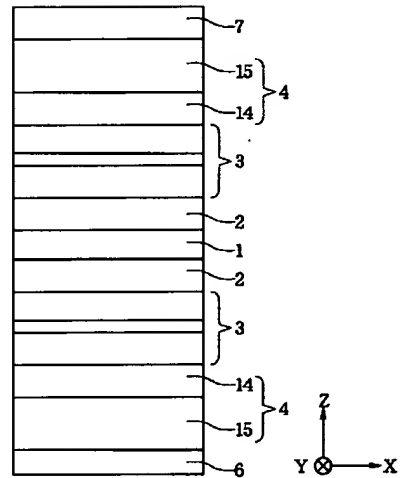


図10

【図11】

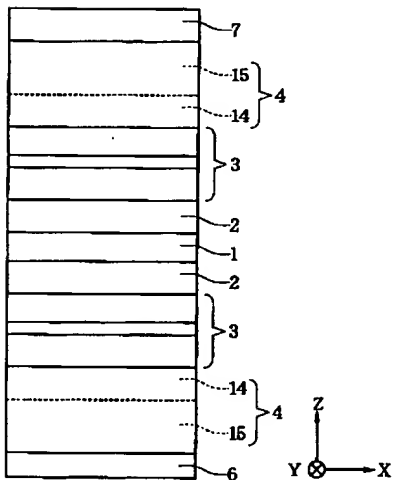


図11

【図14】

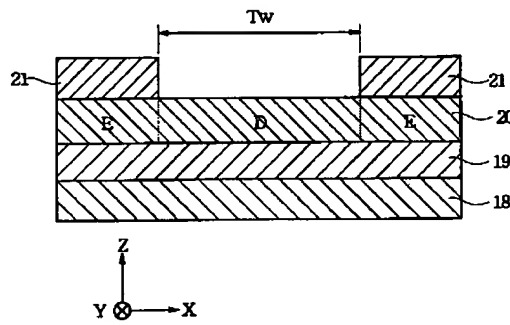


図14

【図20】

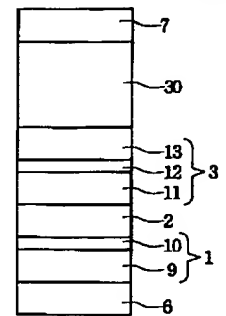


図20

【図12】

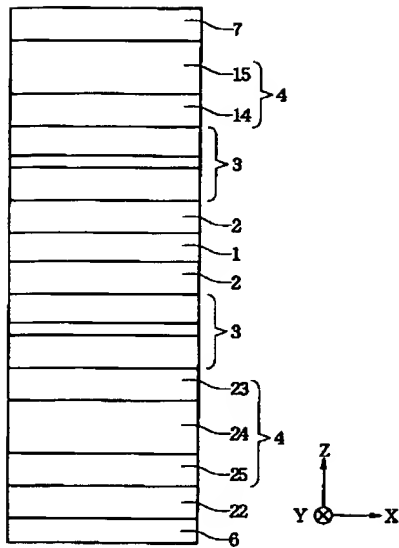


図 12

【図13】

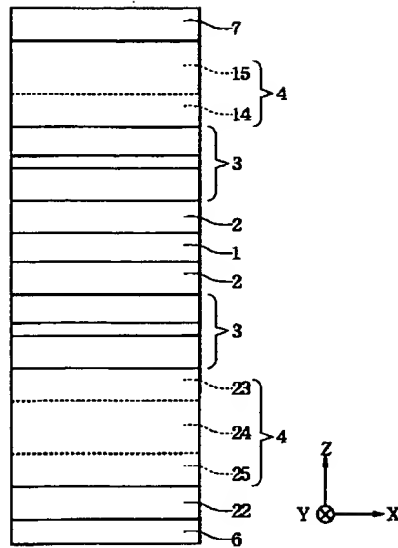


図 13

【図21】

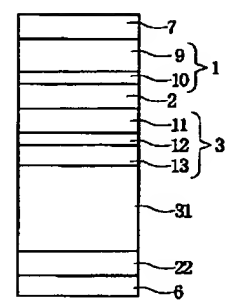


図 21

【図15】

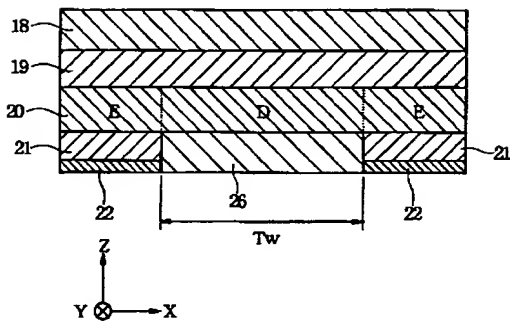


図 15

【図16】

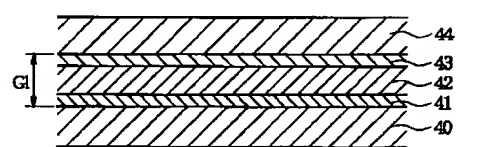


図 16

【図18】

【図17】

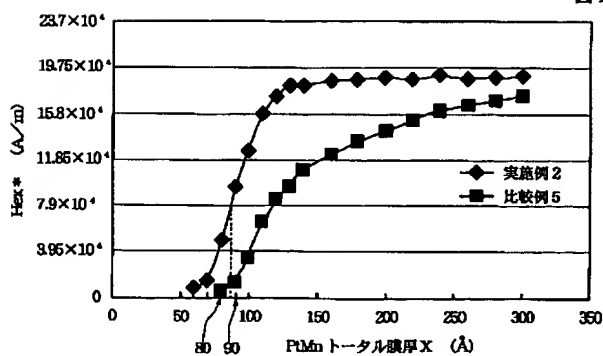


図 17

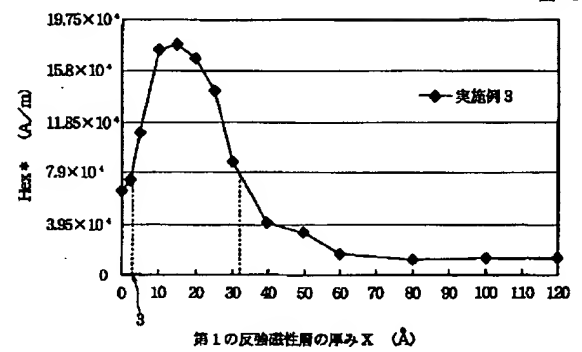
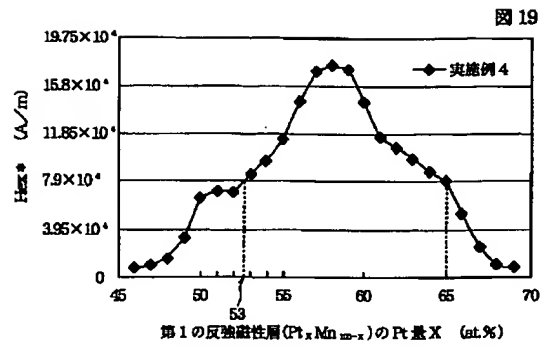


図 18

【図19】



フロントページの続き

(72)発明者 井出 洋介
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内

(72)発明者 田中 健一
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内

Fターム(参考) 5D034 BA04 BA05 BA21 CA08 DA07
5E049 AA04 AA07 AA09 AC00 AC05
BA12 CB02 DB12 DB14